



Universidade Federal da Paraíba

Centro de Tecnologia

Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais

Mestrado – Doutorado

**INFLUÊNCIA DA SOLIDIFICAÇÃO DIRECIONAL NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UMA LIGA Cu-Al-Be-Nb-Ni COM
MEMÓRIA DE FORMA.**

Por

Gabrielly de Lucena Tiburtino

*Dissertação de Mestrado apresentada à Universidade Federal da Paraíba para obtenção do
grau de Mestre.*

GABRIELLY DE LUCENA TIBURTINO

**INFLUÊNCIA DA SOLIDIFICAÇÃO DIRECIONAL NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UMA LIGA Cu-Al-Be-Nb-Ni COM
MEMÓRIA DE FORMA.**

Dissertação apresentada ao curso de Pós-Graduação
em Ciência e Engenharia de Materiais da
Universidade Federal da Paraíba, em cumprimento
às exigências para obtenção do Grau de Mestre.

Orientador: Prof. Dr. Dannel Ferreira de Oliveira

Catálogo na publicação
Seção de Catalogação e Classificação

T554i Tiburtino, Gabrielly de Lucena.

INFLUÊNCIA DA SOLIDIFICAÇÃO DIRECIONAL NAS PROPRIEDADES
MECÂNICAS DE UMA LIGA Cu-Al-Be-Nb-Ni COM MEMÓRIA DE
FORMA / Gabrielly de Lucena Tiburtino. - João Pessoa,
2019.

60 f. : il.

Orientação: Danniel Ferreira de Oliveira.
Dissertação (Mestrado) - UFPB/PPCEM.

1. Efeito memória de forma, Superelasticidade, Dureza.
I. Oliveira, Danniel Ferreira de. II. Título.

UFPB/BC

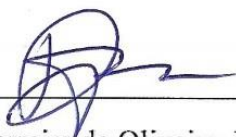
**INFLUÊNCIA DA SOLIDIFICAÇÃO DIRECIONAL NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UMA LIGA Cu-Al-Be-Nb-Ni COM
MEMÓRIA DE FORMA.**

Por

Gabrielly de Lucena Tiburtino

Dissertação aprovada em fevereiro 2019

Período letivo 2019.1



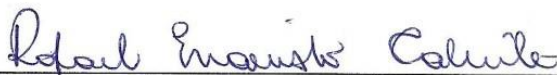
Dannel Ferreira de Oliveira, Prof. Dr., UFPB

(Orientador)



Tibério Andrade dos Passos, Prof. Dr., UFPB

(Examinador interno)



Rafael Evaristo Caluête, Prof. Dr., UFPB

(Examinador externo)

DEDICO aos meus avós (*in memorian*). A vovô João Tibertino que lamento não ter conhecido, mas que tenho enorme orgulho de saber, através de histórias, o grande homem que foi. A José Medeiros de Lucena, meu voinho Inácio, que tive a honra de conviver durante 8 anos e que hoje, o que resta é muita saudade do quão família você era.

AGRADECIMENTOS

Certamente é a Deus que agradeço em primeiro lugar, Ele é a razão de todas as coisas. Possibilitou-me conquistar esse objetivo, esteve sempre ao meu lado e sei que muitas vezes me pôs no colo para me fortalecer, dando-me a saúde, a serenidade e a sabedoria necessária para tão grande realização pessoal e intelectual.

Agradeço aos meus pais, pelo amor e dedicação; pela educação a mim ofertada no respeito, na justiça e na solidariedade; por todo o esforço e compromisso deles para que eu chegasse a esse momento; por estarem sempre comigo, mesmo que distantes.

A todos os meus familiares que me valorizaram pela escolha que fiz, que estiveram presentes nos almoços de domingo me incentivando e me dando forças para que eu sempre voltasse a João Pessoa e conquistasse o meu título de mestre.

A tio Hortogami, tia Gila e Nívea por sempre oferecerem apoio em João Pessoa, com muito carinho, almoços, jantas e conversas que sempre geraram boas risadas; por toda dedicação que tiveram por mim em momentos em que meus pais não poderiam se fazer presente.

À minha amiga Kalem Kanyk, que mesmo sem estudarmos juntas na graduação, por destino foi nesse período que a conheci e a amizade tornou-se uma sócio-irmandade, me apoiando nos maus e bons momentos mesmo estando longe. Ainda tenho a sorte dela ser a minha corretora de português no desenvolvimento dessa dissertação.

À Mara e Rita, amigas que mesmo estando respectivamente em Brasília-DF, e Caraúbas-RN, sempre trazem felicidade ao meu dia a dia.

Aos meus amigos de Belém do Brejo do Cruz-PB, Fanca, Naná, Mocinha, Neném e a todos da família que me acolheram como se eu fosse de casa.

A Meyson, Larissa e André, técnicos do LSR-UFPB, pois por ser aluna mestranda em um campus novo não sabia de muitas coisas, mas sempre que precisei de ensaios, muitas vezes que nem envolviam eles, esses se fizeram presentes para ajudar; em alguns momentos até direcionando na pesquisa.

Ao meu orientador Danniell Ferreira de Oliveira, que esteve sempre disponível e empenhado a colaborar com o desenvolvimento desta dissertação. A todos o meu muito obrigada!

INFLUÊNCIA DA SOLIDIFICAÇÃO DIRECIONAL NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UMA LIGA Cu-Al-Be-Nb-Ni COM MEMÓRIA DE FORMA.

RESUMO

Há alguns anos, as ligas com Efeito Memória de Forma (EMF) vem sendo corriqueiramente estudadas, uma vez que, os materiais com tais propriedades, apresentam uma ampla faixa de possíveis aplicações, devido à alta capacidade de recuperação da sua geometria pré-estabelecida, depois de serem expostos a um determinado ciclo térmico, sendo assim qualificados como materiais funcionais não-convencionais. Nessa lógica, o presente trabalho objetiva analisar as propriedades termomecânicas da liga com efeito memória de forma de composição nominal: Cu-11,8%Al-0,58%Be-0,5Nb-0,27Ni (% em peso), através de ensaios de ultramicrodureza nos ângulos de 0°, 30°, 60° e 90° usando como referência a direção de solidificação do grão colunar, afim de se obter conhecimento anisotrópicos dessa liga. Diante disso, compreende-se que as ligas com efeito memória de forma possuem uma grande atração comercial, pois trata-se de um material que na prática, absorve e amortece energia. Nessa perspectiva, o estudo realizado justifica-se pela pesquisa de um caminho tecnológico diferente para a elaboração da liga com efeito memória de forma Cu-Al-Be-Nb-Ni, com a pretensão de aperfeiçoar as propriedades termomecânicas desta liga, podendo assim, aumentar o seu campo de aplicação. Como direcionamento teórico, foi tomado como base autores que desenvolvem pesquisas na área e dedicam-se a estudos acerca do nosso objeto de estudo. Isso posto, convém ressaltar que a liga foi fundida, homogeneizada durante 12h a 850°C e usinada via eletroerosão à fio. Posteriormente, os corpos de prova foram temperados em água a temperatura ambiente, e em seguida esses foram analisados via microscopia óptica, análise calorimétrica diferencial de varredura (DSC) e indentação instrumentada. A partir dos ensaios realizados, tornou-se possível observar que, em função da direção de solidificação, a liga Cu-Al-Be-Nb-Ni apresentou um comportamento anisotrópico para suas propriedades mecânicas. Constatou-se ainda, uma relevante distinção de comportamentos da superelasticidade e da profundidade remanescente da liga. Os ensaios ainda permitiram-nos perceber que o comportamento do módulo de elasticidade, em relação à direção de solidificação, é semelhante ao apresentado pela superelasticidade. No que se refere à aplicação da carga e a direção de solidificação, verificou-se o aumento e diminuição da dureza DHV-1 quando ângulos variam em determinados intervalos. Posteriormente, os ensaios denunciaram que com o aumento da velocidade de indentação e do número de ciclos, a superelasticidade e a profundidade remanescente passam por algumas alterações. Por fim, observou-se que, à medida que a carga aplicada aumenta, a profundidade remanescente desempenha uma reação similar. E que, no que diz respeito à superelasticidade, os ensaios proporcionaram uma percepção específica dessa propriedade.

Palavras-chaves: Efeito memória de forma, Superelasticidade, Anisotropia, Dureza, Deformação residual.

INFLUENCE OF THE DIRECTIONAL SOLIDIFICATION IN THE MECHANICAL PROPERTIES OF ONE ALLOY Cu-Al-Be-Nb-Ni WITH MEMORY OF FORM.

ABSTRACT

There are some years, the alloys with Effect Memory of form (EMF) has been roughly studied, since, the materials with such properties, present a wide band of possible applications, due to high capacity of recuperation of the its pre-established geometry, after of being exposed to a thermal cycle determined, being thus qualified as unconventional functional materials. In the logic, the present study objective to analyze the thermomechanical properties of the alloy with effect memory of form of nominal composition: Cu-11,8%Al-0,58%Be-0,5Nb-0,27Ni 9% in weight), through of tests of ultra- microhardness in the angles of 0°, 30°, 60° e 90° using as reference the direction of solidification of the columnar grain, in order to get anisotropic knowledges of this alloy. Facing this, it understands that the alloys with effect memory of form have a large comercial attraction, because it treats of a material that in the practice, absorbs and cushions energy. In this perspective, the studied accomplished it is justified by research of a technological path different for the elaboration of the alloy with effect memory of form Cu-Al-Be-Nb-Ni, with the pretension of improving the thermomechanical properties of this alloy, being able thus, to increase the field of application. As theoretical targeting, it was taken as base, authors that developed researches in the area and dedicate the studies about of the our object of study. This citing, should be emphasize that the alloy was fused, homogenized during 12h to 850°C and machined via electroerosion to wire. Posteriorly, the proof bodies were temperate in water to room temperature, and in followed these were analyzed via optical microscopy, scanning differential calorimetric analysis (DSC) and instrumented indentation. From of the accomplished tests, it became possible to observe that, in fuction of the solidification direction, the Cu-Al-Be-Nb-Ni alloy presented a anisotropic behavior for their mechanical properties. It verified yet, a relevant distiction of behaviors of the superelasticity and of the remaining depth of the alloy. The tests yet allowed us to realize that the behavior of the modulus of elasticity, in relation to solidification direction, it is similar to presented by superlasticity. Regarding to application of the load and solidification direction, it was verified the increase and decrease of the hardness DHV-1 when angles varies in determined intervals. Posteriorly, the tests denounced that with the increase of the indentation speed and number of cycles, the superlaticity and the remaining depth pass by some changes. Lastly, it was observed that, as measure that the applied load increaase, the remaining depth plays a similar reaction. And that, concerning superlasticiy, the tests provided a specific perception of this property.

Keywords: Effect memory of form, Superlasticity, Anisotropy, Hardness, Residual deformation.

SUMÁRIO

CAPÍTULO I	12
1. INTRODUÇÃO	12
1.2 OBJETIVOS GERAL	14
1.3 OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	14
CAPÍTULO II.....	15
2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA.....	15
2.1 Abordagem histórica dos metais	15
2.2 Um passeio teórico em torno das ligas com efeito memória de forma.....	15
2.3 Estruturas Cristalinas	17
2.4 Anisotropia dos metais	18
2.5 Transformações de fase no estado sólido.....	19
2.6 Ligas Metálicas	21
2.7 Liga Cu-Al-Be-Nb-Ni	21
2.8 Propriedades termomecânicas das ligas com efeito memória de forma.....	22
2.8.1 Transformação de fase devida à variação de temperatura.....	22
2.8.2 Pseudoelasticidade.....	24
2.8.3 Efeito de memória de forma (EMF)	25
2.8.4 Efeito de memória de forma reversível (EMFR).....	26
2.9 Solidificação Direcional.....	26
2.10 Nanoindetação: um olhar sobre o ensaio.....	30
CAPÍTULO III	35
3. MATERIAIS E MÉTODOS	35
CAPÍTULO IV.....	37
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	37
4.1. Influência da direção de solidificação (DS) nas propriedades termomecânicas....	37

4.2. Influência da carga aplicada na superelasticidade e na profundidade residual....	45
4.3. Influência da velocidade de indentação na superelasticidade e na profundidade residual.	46
4.4. Influência do número de ciclos na superelasticidade e na profundidade residual.	48
CAPÍTULO V	51
5. CONCLUSÕES.....	51
CAPÍTULO VI.....	52
6. REFERÊNCIAS	52

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: a) Agregado de muitos átomos organizados em posições no espaço que configura a estrutura cristalina CCC b) Estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC).	17
Figura 2: Transformação de fase difusiva	20
Figura 3: Transformação de fase displaciva ou paramórfica	20
Figura 4: Fenômeno de transformação de fase devida à variação de temperatura.	23
Figura 5: Termograma DSC esquemático para uma liga EMF.	24
Figura 6: Fenômeno de pseudoelasticidade.	25
Figura 7: Efeito de Memória de Forma.	26
Figura 8: Dispositivo de solidificação direcional vertical ascendente.	28
Figura 9: Perfil esquemático de um corte transversal à superfície de uma amostra submetida à uma indentação.	31
Figura 10: (a) Geometria do indentador; (b) Esquema do perfil da superfície durante o ensaio de nanoindentação: sob carregamento e após remoção da carga.	32
Figura 11: Curva de carregamento e descarregamento	33
Figura 12: Máquina de usinagem por eletroerosão à fio.	35
Figura 13: Esquematização do ensaio de indentação instrumentada.	36
Figura 14: Microestrutura em função da direção de solidificação: (a) 0° DS, (b) 30° DS, (c) 60° DS, (d) 90° DS.	37
Figura 15: DSC - temperaturas de transformações de fases em função da direção de solidificação: (a) 0° DS, (b) 30° DS, (c) 60° DS, (d) 90° DS.	38
Figura 16: Curva típica carga-profundidade do ensaio de indentação instrumentada.	41
Figura 17: Módulo de elasticidade em função da direção de solidificação.	42
Figura 18: Dureza DHV-1 em função da direção de solidificação.	42
Figura 19: Profundidade remanescente em função da direção de solidificação.	43
Figura 20: Superelasticidade em função da direção de solidificação.	44
Figura 21: Superelasticidade em função da carga aplicada.	45
Figura 22: Profundidade remanescente em função da carga aplicada.	46
Figura 23: Profundidade remanescente em função da velocidade de indentação.	47
Figura 24: Superelasticidade em função da velocidade de indentação.	48
Figura 25: Curva típica carga-profundidade ensaio indentação instrumentada para 6 ciclos de carregamento e descarregamento.	49

Figura 26: Profundidade remanescente em função do número de ciclos.	50
Figura 27: Superelasticidade em função do número de ciclos.	50

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Sistemas cristalinos.	18
Tabela 2: Temperaturas de transformações de fases em função da direção de solidificação.	40

CAPÍTULO I

1. INTRODUÇÃO

Com a intensão de otimizar as propriedades termomecânicas as ligas sujeitas ao efeito memória de forma (EMF), ou em denominação inglesa, Shape Memory Alloy (SMA), vêm sendo amplamente estudadas. As ligas com memória de forma (LMF) são termos utilizados para caracterizar uma série de materiais metálicos que possuem alta capacidade de recuperação da sua forma previamente definida, após serem submetidos a um ciclo termomecânico apropriado.

Sendo materiais que apresentam uma larga faixa de aplicações potenciais baseadas em suas propriedades termoelásticas, as ligas com EMF, podem ser consideradas como materiais funcionais não-convencionais. De acordo com Mellor et al. (2009), as propriedades podem ser entendidas como: efeito memória de forma simples (EMFS), efeito memória de forma reversível (EMFR), Pseudoelasticidade que engloba a superelasticidade e o comportamento tipo borracha; e elevada capacidade de amortecimento. Segundo Suresh e Ramamurty (2007), estas propriedades funcionais de ligas com EMF (Efeito Memória de Forma) estão em sua maioria relacionadas com a transformação martensítica termoelástica.

Quatro são as temperaturas de transformação que caracterizam as ligas com EMF no seu estado livre de tensão: A_s e A_f durante o aquecimento, que representam, respectivamente, o início e o fim da transformação austenítica; M_s e M_f durante o resfriamento, que indicam, simultaneamente, o início e o fim da transformação martensítica.

As aplicações práticas das ligas com memória de forma (LMF) são dependentes das características inerentes à transformação martensítica, tais como: temperaturas de transformação de fase, da extensão do efeito memória de forma e da superelasticidade (SATHISH et al., 2014). Entre as várias LMF, as ligas à base Ni-Ti se destacam, em muitas aplicações práticas, por apresentarem excelentes características de efeito memória de forma e superelasticidade. No entanto, devido ao elevado custo de processamento destas ligas, as ligas com memória de forma à base de cobre surgiram como um material promissor para diversas aplicações, como material de alto amortecimento, sensores e atuadores (AGRAWAL & DUBE, 2018).

Porém, as LMF à base de cobre produzidas por fundição convencional são bastante frágeis. Esta fragilidade está relacionada com sua grande anisotropia elástica e a forte dependência da deformação de transformação com a orientação (LIU et al., 2017). Para contornar esta limitação, as ligas à base de cobre são modificadas com adição de refinadores de grão para melhorar a ductilidade destas ligas. Em particular, as ligas Cu-Al-Be modificadas com Nb melhoraram significativamente suas propriedades mecânicas (OLIVEIRA et al., 2010; ALBUQUERQUE et al., 2010). No entanto, o refinamento de grãos pode melhorar até certo ponto a ductilidade e a resistência à fadiga das ligas com memória de forma (LIU et al., 2014).

Nos últimos anos, a produção de LMF à base de cobre via processo de solidificação direcional, tem atraído o interesse de muitas pesquisas (LIU et al., 2017; LIU; HUANG; XIE, 2014; YUAN et al., 2015; FU et al. 2017; YAO et al. 2018). O desenvolvimento de uma estrutura de grãos colunares via solidificação direcional, promove uma redução na área de contornos de grão e pode excluir as triplas junções completamente (YUAN et al., 2015). Em torno destas junções triplas a concentração de tensão, induzida pela transformação martensítica, é elevada e a transformação martensítica induzida por tensão ocorre de forma parcial e com formação de várias variantes de martensita (UELAND; SCHUH, 2013). A eliminação das junções triplas melhora significativamente as propriedades mecânicas, entretanto, as ligas com grãos colunares produzidas por solidificação direcional apresentam uma estrutura fortemente anisotrópica, com morfologia reta e paralela a direção de solidificação (LIU et. al., 2015).

Liu et. al. (2015) investigaram as características da anisotropia superelástica de uma liga Cu-Al-Mn produzida por solidificação direcional, através de ensaios de tração, e relataram que a variação do ângulo entre a direção de tração e à direção de solidificação provoca uma mudança gráfica, ficando como V para a superelasticidade, apresentando desta forma uma grande anisotropia. Os autores atribuíram esta grande anisotropia da superelasticidade aos efeitos combinados da orientação dos grãos e dos limites dos grãos, em que a influência dos limites dos grãos tinha uma dependência óbvia da orientação.

Há um interesse crescente em aplicar a técnica da nanoindentação para avaliar o comportamento superelástico das ligas com memória de forma (NI; CHENG; GUMMON, 2004, WOOD; CLYNE, 2006, PFETZING-MICKLICH et al. 2010; JUAN; NÓ; SCHUH, 2012; MALETTA et al., 2012). Esta técnica pode ser usada para investigar pequenos volumes de material e, portanto, pode ser usada para estudar variações locais na resposta mecânica (WOOD; CLYNE, 2006). O comportamento mecânico de ligas policristalinas Cu-Al-Be foi investigado por Montecinos et. al. (2012) e Pfetzing-Micklich et al. (2009), via indentação

instrumentada, usando um indentador do tipo Berkovich, e estimaram o módulo de elasticidade e dureza a partir das curvas de carga-profundidade usando o método de Oliver-Pharr.

Neste sentido, o presente trabalho teve como objetivo avaliar, através de ensaios de indentação instrumentada, a influência da direção de solidificação no módulo de elasticidade, dureza e superelasticidade de uma liga Cu-Al-Be-Nb-Ni produzida por solidificação direcional. Adicionalmente foi verificada a influência dos parâmetros de indentação nas propriedades mecânica da liga.

1.2 OBJETIVOS GERAL

O presente trabalho teve como objetivo avaliar, através de ensaios de indentação instrumentada, a influência da direção de solidificação no módulo de elasticidade, dureza e superelasticidade de uma liga Cu-Al-Be-Nb-Ni produzida por solidificação direcional. Adicionalmente foi verificada a influência dos parâmetros de indentação nas propriedades mecânica da liga.

1.3 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Elaboração da liga Cu-11,8Al-0,58Be-0,5Nb-0,27Ni via solidificação direcional.
- Caracterização microestrutural da liga por microscopia ótica.
- Determinação das temperaturas de transformação de fases via DSC.
- Determinação das propriedades mecânicas através de ensaios de indentação instrumentada.
- Avaliar a influência da direção de solidificação nas propriedades termomecânicas da liga.
- Avaliar a influência da velocidade de indentação, da carga aplicada e do número de ciclos de indentação nas propriedades mecânicas da liga.

CAPÍTULO II

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1 Abordagem histórica dos metais

Desde o surgimento da movimentação do homem na Terra, esse, tinha por objetivo atender suas necessidades e para isso, fez-se necessário o auxílio de materiais, então, na pré-história utilizou-se aqueles que naturalmente ocorrem como a pedra, argila, madeira, osso, terra, peles, por exemplo. O período da era do bronze foi caracterizado pelas peças de alta liga e por artefatos bem elaborados, quanto a idade do ferro, por não necessitar de técnicas elaboradas para transformar o minério em artefatos, deu-se a produção de peças com dureza e resistência maior do que a associação do cobre ao arsênio e semelhante aos bronzes de alta liga (NAVARRO, 2006). Posteriormente, no século XIX, com a era do aço, houve a construção de ferrovias e o desenvolvimento das indústrias manufatureiras, desse modo, já no século XX, com a descoberta do alumínio, tornou possível a fabricação de transportes aéreos, assim como foi de grande importância para a tecnologia da informação, a revolução do silício.

Foram desenvolvidos dezenas de milhares de materiais diferentes, com características relativamente específicas, os quais atendem às necessidades da nossa moderna e complexa sociedade; esses materiais incluem os metais, os plásticos, os vidros e as fibras. (CALLISTER JUNIOR, 2002, p. 2).

Em concordância com o exposto acima, pode-se compreender que o homem está sempre estudando e desenvolvendo novos materiais que possam ajudar/melhorar o seu dia-a-dia. Dessa forma, os materiais sólidos foram reunidos favoravelmente em três grupos básicos: metais, cerâmicas e polímeros (CALLISTER JUNIOR; RETHWISCH, 2012). Segundo Chiaverini (1986, p.10), “os metais consistem o mais importante grupo de materiais de construção, graças às inúmeras aplicações nos vários campos da engenharia”. De acordo com Callister (2002, p.79), “as propriedades mecânicas dos materiais são verificadas pela execução de experimentos de laboratório cuidadosamente programados, que reproduzem o mais fielmente possível as condições de serviço”. Esses experimentos, segundo o autor, são coordenados por sociedades profissionais como a ASTM (American Society for Testing and Materials) nos Estados Unidos e a ABNT (Associação Brasileira de Normas Técnicas) no Brasil.

2.2 Um passeio teórico em torno das ligas com efeito memória de forma

Pela primeira vez, a presença de finas estruturas cuja morfologia revela-se em aspecto de agulhas (ou plaquetas) foi observada pelo alemão Adolf Martens (1850-1914), nos aços

sujeitos ao tratamento térmico de têmpera (CHIAVERINI, 1986), a partir disso a designação martensita passou a referenciar este tipo de estrutura.

Vale salientar que, as transformações martensítica (TM) não são exclusividade das ligas ferrosas, onde foram vistas inicialmente, entretanto, estas compõem um amplo conjunto de materiais. Olander e Scheil (1932) investigaram o fenômeno da reversibilidade da TM que origina o EMF em uma liga do sistema AuCd (GONZALEZ, 2002). Ainda pôde ser observado pelos autores um comportamento pouco frequente desta liga ao qual nomearam “comportamento tipo-borracha”.

Em seguida, em 1938, foi averiguado uma atuação similar associada à transformação martensítica de fase em latão (CuZn). Kurdyumov e Kandro (1949) definiram o conceito de martensita termoelástica, concedendo a primeira base cinética e cristalográfica para o fenômeno (FERNANDES, 2006).

O EMF foi demonstrado em uma liga Cu-Al-Ni por Chen (1957), enquanto a superelasticidade para estabelecer hastes padrão objetivando comprovar a resistência a deformação em relação a um ciclo reversível de deformação de 2%, identificando a primeira aplicação prática do EMF, empregada por Rachinger. Em meados de 1961, a patente primária foi expedida para um aparelho utilizando o EMF: em um interruptor elétrico ativado, Muldower e Feder usaram uma liga Au-Ag-Cd (GONZALEZ, 2002).

Buehler e colaboradores (1962), solicitados por U.S. Naval Ordnance Laboratory (NOL), além de responsáveis por estabelecer o termo “Memória de Forma”, encontraram o EMF em uma liga aproximadamente equiatômica de níquel e titânio (NiTi), sendo esta patenteada sob o título de Nitinol (Ni-Ti- Naval Ordnance Laboratory), uma liga de engenharia. (FERNANDES, 2006).

Na década de 70, foram desenvolvidos projetos inovadores com EMF, a exemplo, a máquina de calor rotacional de Banks (1973). Posteriormente, nas duas décadas seguintes, a sociedade científica foi incitada a desenvolver pesquisas acerca do fenômeno e a determinar uma estrutura para investigação continuada. Sendo assim a partir dos anos 80, com objetivo comercial, houve um considerável interesse pelas ligas com EMF.

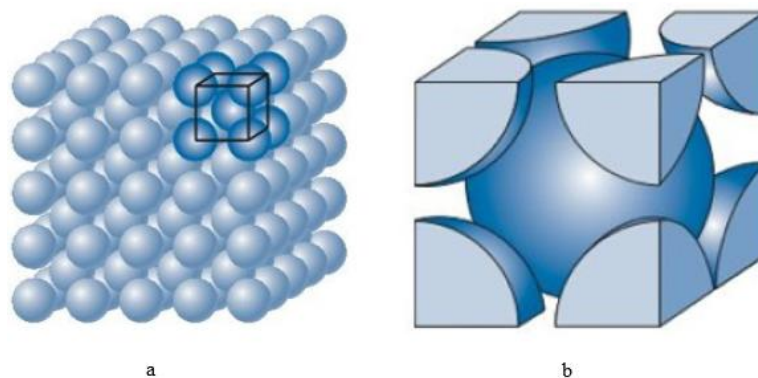
O EMF permanece despertando o interesse de estudiosos no mundo inteiro, objetivando a criação de meios que favoreçam a utilização destes materiais em inúmeros setores industriais. No entanto, o preço relativamente elevado desmotiva enormemente a experimentação. Nos dias

que seguem, posterior a oito décadas da sua identificação em uma liga Au-Cd, o custo por quilograma destas ligas tem registado uma diminuição ao longo dos últimos anos, motivada pela evolução das técnicas de produção e a sua difusão no mercado.

2.3 Estruturas Cristalinas

Inicialmente, em qualquer experimento, faz-se necessário conhecer a microestrutura do material estudado, quando trata-se dos metais, por exemplo, constata-se que esses ao se solidificarem, "cristalizam", isto é, quando no estado líquido, os seus átomos que se encontravam em movimento e distribuídos, apresentam-se em posições relativamente definidas e ordenadas, repetindo-se em três dimensões, e assim gerando um corpo com geometria regular, como pode ser visto na Figura 1, que é o “cristal” (CHIAVERINI, 1986).

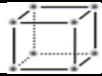
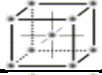
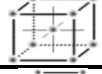
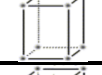
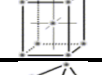

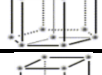


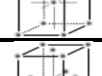
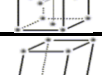
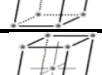
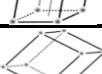

Figura 1: a) Agregado de muitos átomos organizados em posições no espaço que configura a estrutura cristalina CCC b) Estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC).



Fonte: (CALLISTER JUNIOR, 2002, p. 41)

Na classificação da cristalografia dos cristais minerais, há sete distintos sistemas de eixos, cada qual com uma igualdade ou desigualdade específica de comprimentos e de ângulos de arestas. Sendo esse: cúbico, tetragonal, romboédrico, hexagonal, ortorrômbico, monoclinico, triclinico (BARRET, 1973). Entre os sete sistemas de eixos, identifica-se quatorze (14) modelos de reticulados espaciais, conhecidos por serem os 14 reticulados espaciais de Bravais (DANA, 1969; WEAVER; STEVENSON, 2000), representados juntamente aos sete sistemas cristalinos na Tabela 1.

Tabela 1: Sistemas cristalinos.

Sistemas	Reticulado	Comprimento de arestas	Ângulos entre eixos	Imagem das estruturas cristalinas
Cúbico	Simples	$a = b = c$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	
	Corpo Centrado			
	Face Centrada			
Tetragonal	Simples	$a \neq b \neq c$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	
	Corpo Centrado			
Romboédrico	Simples	$a = b = c$	$\alpha = \beta = \gamma \neq 90^\circ$	
Hexagonal	Simples	$a \neq b \neq c$	$\alpha = \beta = 90^\circ; \gamma = 120^\circ$	
Ortorrômico	Simples	$a \neq b \neq c$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	
	Bases Centrada			
	Corpo Centrado			
	Faces Centrada			
Monoclínico	Simples	$a \neq b \neq c$	$\alpha = \gamma = 90^\circ \neq \beta$	
	Base Centrada			
Triclínico	Simples	$a \neq b \neq c$	$\alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ$	

Fonte: Próprio autor

A maneira na qual os átomos, íons ou moléculas estão arranjados nos espaços, determina a estrutura cristalina dos materiais e a cada estrutura dá-se propriedades distintas para os sólidos cristalinos. Os metais possuem estruturas cristalinas simples, pois é de natureza direcional. Como consequência, Callister (2002, p.40), diz que “são mínimas as restrições em relação à quantidade e à posição dos átomos vizinhos mais próximos; isso leva a números relativamente elevados de vizinhos mais próximos e a arranjos atômicos compactos para a maioria das estruturas cristalinas dos metais”.

2.4 Anisotropia dos metais

Os materiais anisotrópicos são definidos pela dependência das suas propriedades com a direção, ou seja, as propriedades físicas e mecânicas dos cristais dependem fortemente, na maior parte dos casos, da direção cristalográfica em que são medidas. Enquanto isso, em um material

Isotrópico, as propriedades físicas e mecânicas são as mesmas em todas as direções. Uma amostra cristalina ideal pode ser classificada como isotrópica quando seus cristais estiverem orientados aleatoriamente, nesse caso, perante a perspectiva de observação e entendimento macroscópico, a anisotropia dos cristais se equilibrará respectivamente (DIETER, 1981; SOUZA, 1982).

Os grãos são pequenos cristais, e por esses, são constituídos os materiais policristalinos. Para que haja a separação desses grãos, existem fronteiras nomeadas de contorno de grão (SCHWARTZ, 1998). Materiais policristalinos em sua maior parte, possuem grãos com tamanho médio no intervalo de 10 μm a 1 mm (DAHLEM-KLEIN et al., 1988). Já os materiais que passaram por processos termomecânicos, mostram tamanho de grão entre 10 a 100 μm (REED-HILL, 1982; BARRET, 1966). Cada grão, em um agregado policristalino, tem orientação cristalográfica distinta dos da sua vizinhança, isso posto, almeja expor que os planos e as direções cristalinas possuem orientações específicas diferenciadas de grão para grão, sendo essas diferenças de orientação frequentemente da ordem de dezenas de graus.

De acordo com Dieter (1981), dois são os tipos comuns de anisotropia encontrados nos metais. O primeiro refere-se à anisotropia cristalográfica, decorrente da orientação preferencial dos grãos, acarretada por uma deformação plástica no material. As propriedades mais afetadas são: a tensão limite de escoamento e a resistência mecânica em uma escala reduzida. Esse tipo de anisotropia é frequentemente encontrada em metais não-ferrosos, especialmente, no momento em que eles, são intensamente deformados na forma de chapas finas. O segundo tipo de anisotropia observado nos metais é o fibramento mecânico, originado em consequência do alinhamento preferencial de descontinuidades estruturais, a exemplo: inclusões, vazios, segregações e outras fases na direção de trabalho da deformação plástica.

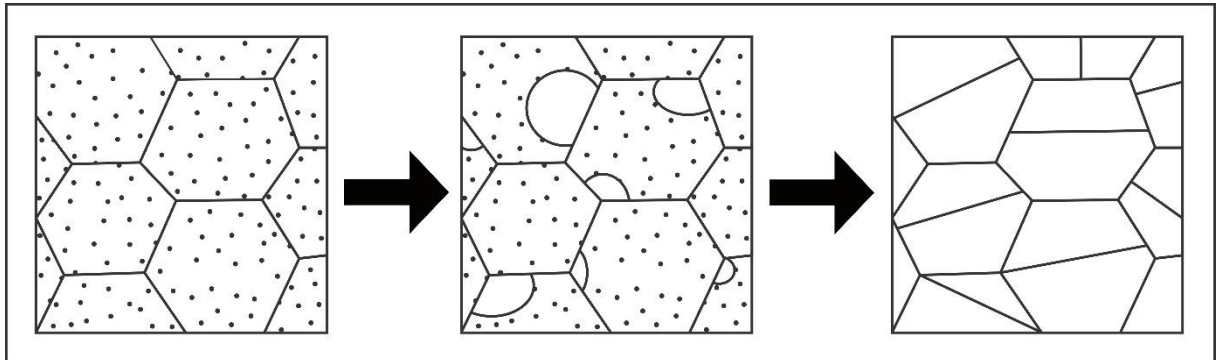
Do modo que, a maior parte dos metais policristalinos, têm uma orientação preferencial, esses, inclinam-se a serem anisotrópicos, sendo a intensidade dessa anisotropia dependente do grau de alinhamento dos cristais.

2.5 Transformações de fase no estado sólido

No estado sólido, as transformações de fase podem ser difusivas e displacivas. Uma transformação de fase difusiva é caracterizada por difusão de átomos em longas distâncias enquanto a “displaciva” é caracterizada pelo movimento cooperativo dos átomos, envolvendo difusão em curtas distâncias.

As transformações difusivas guiam à construção de uma fase nova por meio da migração atômica que acontece para distâncias relativamente extensas. Os cristais desta nova fase constituem-se através de um processo de nucleação e crescimento (Figura 2) e que, por esse motivo, possuem uma composição distinta da fase mãe. O desenvolvimento deste tipo de transformação é dependente do tempo e da temperatura.

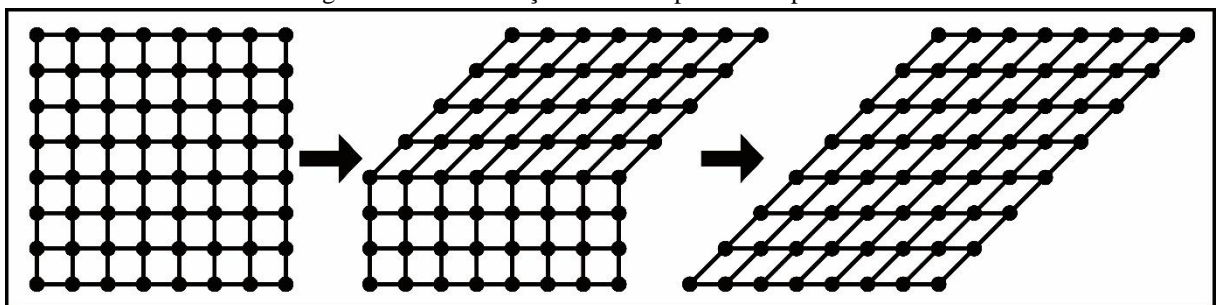
Figura 2: Transformação de fase difusiva



Fonte: Próprio autor

Segundo Cohen & Wayman (1981), as transformações martensíticas são um tipo específico de transformação displaciva ou paramórfica (transformação de um material em outro, sem alteração de composição química, modificando-se somente a estrutura cristalina), isto é, transformações onde microscopicamente sucedem movimentos atômicos cooperativos, que provocando deformações cristalinas. Esses movimentos podem ser apresentados como o conjunto de deformações homogêneas da rede e deslocamentos coordenados dos átomos, os quais não provocam deformações da rede, entretanto causa uma mistura adicional desses átomos, como pode ser visto na Figura 3.

Figura 3: Transformação de fase displaciva ou paramórfica



Fonte: Próprio autor

Uma vez que a difusão não acontece, a fase austenítica (fase originária, estável a alta temperatura) e a martensita (fase produto, estável a baixa temperatura) têm a mesma composição química, logo a martensita herda a ordem e os defeitos da fase mãe. No caso particular de transformações martensíticas, a componente de cisalhamento da deformação da rede necessita apresentar, essencialmente, uma função predominante do procedimento absoluto

de deformação. Estas transformações são quase autônomas do tempo, acontecendo com uma velocidade bem elevada.

2.6 Ligas Metálicas

O metal puro, na prática, necessariamente não possui 100% de componentes metálicos, pois, essa classificação aceita de 99% a 99,99% de elementos metálicos. Normalmente na metalurgia, substâncias estranhas, chamadas de impurezas, são encontradas nos metais, em valores variáveis, podendo ser, em peso, menores que 0,01% até aproximadamente 2%. As impurezas geralmente são difíceis de serem extraídas durante a fabricação e assim, as propriedades dos metais são afetadas. (CHIAVERINI, 1986)

Na maior parte dos eventos, todavia, elementos distintos são adicionados intencionalmente a um metal, a fim de melhorar as propriedades usuais e/ou obter propriedades especiais. Os metais com elevada pureza possuem, na maioria das vezes, menor dureza e menor resistência em relação às ligas constituídas pelo mesmo metal base. A elevação da concentração de impurezas resulta no aumento do limite de resistência à tração e de escoamento. Os materiais metálicos podem ter sua dureza elevada por meio de quatro mecanismos, sendo esses: formação de soluções sólidas, trabalho a frio ou encruamento e endurecimento por refino de grão. As ligas são obtidas pela formação de solução sólida, cujo o aumento da resistência mecânica se dá devido à alta restrição da movimentação das discordâncias (CALLISTER JUNIOR; RETHWISCH, 2012).

2.7 Liga Cu-Al-Be-Nb-Ni

A solubilidade do alumínio no cobre é relativamente alta e para teores mais elevados de alumínio se formam diversos tipos de compostos intermetálicos. Como a diferença entre os tamanhos dos átomos é grande, e a solubilidade máxima do alumínio no cobre é relativamente alta, espera-se boa resistência mecânica para as ligas Cu-Al mesmo como soluções sólidas, já que estas, apesar de mais caras, apresentam maior resistência à degradação das propriedades funcionais ocasionadas pelos efeitos de envelhecimento (OTSUKA, K.; REN, X., 1999; PATOOR, E. et al., 2006).

As ligas com EMF Cu-Al têm sido frequentemente usadas, principalmente na substituição as ligas Ni-Ti (LOPEZ-FERREÑO et al., 2016) ou Cu-Zn e Cu-Zn-Al para uma vasta quantidade de aplicações industriais compreendendo as indústrias nucleares (BESSELINK; SACHDEVA, 1995; OTSUKA; WAYMAN, 1998), devido suas propriedades

mecânicas e a vasta faixa de transformação de temperatura. Uma das dificuldades encontradas, ao trabalhar com as ligas binárias cobre-alumínio, é a fragilidade e a elevada temperatura de transformação o que as tornam inviáveis para aplicações práticas. Com o propósito de conceder e/ou aprimorar algumas características, adiciona-se elementos ternários e quaternários, podendo servir como refinadores de grão, vindo a proporcionar a diminuição de temperatura de transformação e aperfeiçoar propriedades mecânicas, tendo como exemplo o Be, Cr, Ni e Mg (ERGEN et al., 2013; RECARTE et al., 1999).

Liga Cu-Al-Be tem inúmeras propriedades valiosas, por exemplo a superelasticidade, um forte efeito de amortecimento, alta resistência mecânica, resistência à corrosão (WU; SCHETKY, 2000; MONTECINOS; SIMISON, 2011), baixos custos de produção, da mesma maneira que sua adaptação para ser usada em baixas temperaturas. Esta facilidade de utilização em baixas temperaturas é muito atraente, a adição apenas 0,1% em peso de berílio (Be) pode reduzir as temperaturas de transformação de fase desta liga em aproximadamente 94°C. (SILVA JÚNIOR, 2010)

Segundo Oliveira (2010), adicionando-se Niobio (Nb) às ligas Cu-Al-Be, essas sofreram modificações que conferiram a estas características importantes, a exemplo: boa ductilidade, recuperação de forma superior a 4% e boa resistência mecânica.

2.8 Propriedades termomecânicas das ligas com efeito memória de forma

Entende-se por ligas com EMF o agrupamento dos materiais metálicos capazes de retomar a sua forma original, predefinida, depois da submissão a um ciclo termomecânico apropriado. Estas, apresentam inúmeras características, que as tornam singulares no grupo dos materiais inteligentes, como: transformação de fase devido à variação de temperatura, pseudoelasticidade, efeito memória de forma (EMF) e efeito de memória de forma reversível (EMFR).

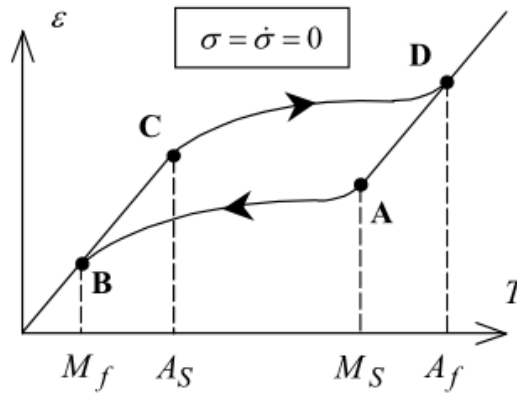
2.8.1 Transformação de fase devida à variação de temperatura

Suponha uma liga com EMF a uma alta temperatura e livre de tensões. A amostra exibe uma microestrutura austenítica (A). A Figura 4, revela o fenômeno de transformação de fase em consequência da variação de temperatura. Iniciando do ponto **A**, com a redução da temperatura, a estrutura cristalina sofre uma transformação de fase martensítica $A \Rightarrow M$ (trecho **AB**). O procedimento parte em $T = M_s$ (ponto **A**) e progride até que a temperatura $T = M_f$ (ponto **B**), inferior a qual a martensita (M) encontra-se estável, seja devidamente alcançada.

Com a elevação da temperatura, a partir do ponto **B**, ao chegar A_S (ponto **C**), constata-se uma transformação de fase inversa $M \Rightarrow A$ (trecho **CD**), que persevera até que a temperatura A_f seja atingida (ponto **D**) (PAIVA, 2004).

Em concordância com as postulações de Paiva (2004), o referido fenômeno supõe três regiões diferentes. Duas destas associadas aos trechos lineares que equivalem à expansão térmica das fases austenítica e martensítica e uma região em que existe um elo de histerese referente aos trechos de transformação de fase. A área contida por este elo retrata a energia dissipada ao longo do processo.

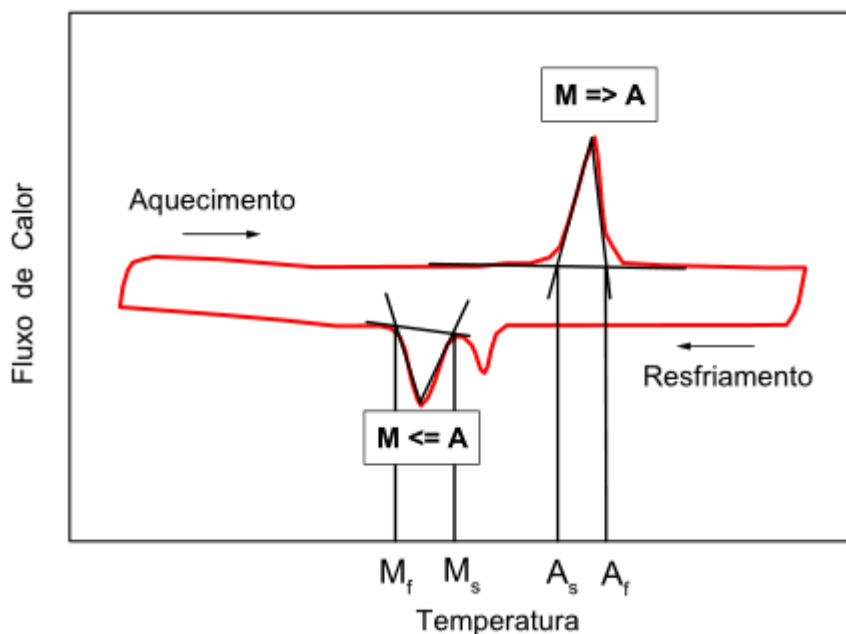
Figura 4: Fenômeno de transformação de fase devida à variação de temperatura.



Fonte: PAIVA, 2004.

As temperaturas iniciais e finais de transformação de fase são conseguidas a começar do termograma **DSC** (*Differential Scanner Calorimeter*) que expõe a evolução do fluxo de calor em função da temperatura. Para tanto, é utilizado o método usado por Shaw & Kyriakides, (1995) em seu trabalho para identificar as variadas temperaturas, conforme a Figura 5.

Figura 5: Termograma DSC esquemático para uma liga EMF.



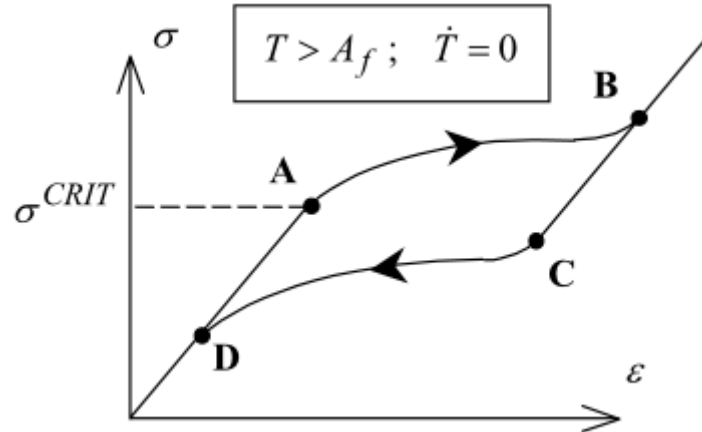
Fonte: PAIVA, 2004.

2.8.2 Pseudoelasticidade

Pense agora uma amostra a uma temperatura maior que A_f . Nesse contexto, a fase austenítica (A) acha-se estável. Como pode ser observado abaixo na Figura 6, para uma temperatura constante $T > A_f$, em que executa-se um carregamento mecânico, o material comporta-se de maneira elástica até que uma tensão crítica σ^{CRIT} seja obtida (ponto **A**), quando, então, inicia-se a transformação de fase $A \Rightarrow M^+$ (trecho **AB**). A referente martensita quando induzida por tensão, mostra no ponto **B** somente uma variante relacionada à tração (M^+). Ao descarregar a amostra, o material passa por uma transformação inversa $M^+ \Rightarrow A$ (trecho **CD**), uma vez que para $T > A_f$ a martensita é uma fase instável exterior à presença de um campo de tensões (PAIVA, 2004).

Vale ressaltar, novamente, o surgimento de um elo de histerese (região entendida dentre os pontos **A**, **B**, **C** e **D**). É importante destacar que há um limite à recuperação das deformações mencionadas, cujo é representado pelo limite elástico da fase produto atingida depois da transformação, a partir de onde o material começa a portar-se plasticamente e a deformação já não pode ser recuperada (PAIVA, 2004).

Figura 6: Fenômeno de pseudoelasticidade.



Fonte: PAIVA, 2004.

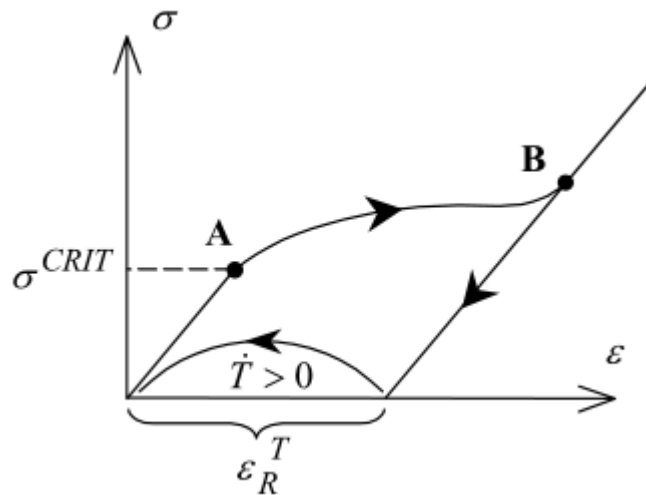
2.8.3 Efeito de memória de forma (EMF)

Observe uma amostra de estrutura martensítica (M), conseguida inicialmente no resfriamento de uma amostra a uma temperatura abaixo da M_f . Aplicando-se uma carga, obtém-se um retorno elástico até que uma tensão crítica σ^{CRIT} seja conquistada (ponto A), iniciando assim um processo de redirecionamento da martensita, ocasionando em apenas uma variante martensítica relacionada à tração (M^+). No decorrer deste processo de redirecionamento $M \Rightarrow M^+$, em comparação com a deformação alcançada (trecho AB), a tensão não se desenvolve muito. A começar do ponto B, a liga retorna a demonstrar um desempenho elástico. Ao retirar a carga da amostra, não existe uma nova mudança em múltiplas variantes, porque esta única variante decorrente é termodinamicamente estável para $T < M_f$, existindo somente uma mínima recuperação elástica (PAIVA, 2004).

Para regressar à forma original do corpo, é indispensável o aquecimento deste a uma temperatura maior que A_f e arrefecer à temperatura inicial inferior a M_f , proporcionando, desta forma, a recuperação da deformação residual ϵ_R^T . Na prática, a distinção entre a forma conseguida superior a A_f e inferior a M_f é irrelevante, visto que, a deformação induzida durante o arrefecimento corresponde a ordens de grandeza menor que a deformação ϵ_R^T induzida por tensão e restaurada durante o processo de aquecimento (PAIVA, 2004).

A Figura 7, mostra a curva tensão-deformação para este ensaio.

Figura 7: Efeito de Memória de Forma.



Fonte: PAIVA, 2004.

2.8.4 Efeito de memória de forma reversível (EMFR)

O efeito de memória de forma reversível é conseguido depois de submeter a liga com EMF a um procedimento de treinamento (ZHANG et al., 1997; MILLER; LAGOUDAS, 2000) que admite vincular uma geometria a cada fase, de acordo com a alteração de temperatura.

Ciclos de SME (Shape Memory Effect Cycling) e treinamento através de ciclos pseudoelásticos (Stress-Induced Martensite Training – SIMT), são os dois processos de treinamento para ligas com memória de forma. De acordo com PAIVA (2004) o processo de ciclos de SME é fundamentado no procedimento de plastificação da martensita depois do processo de redirecionamento e consiste na aplicação de uma carga até que o limite de escoamento da fase produto seja superado para temperatura constante e $T < M_f$. Em contrapartida, o processo de treinamento SIMT é conquistado a partir do fenômeno de pseudoelasticidade (para $T > A_f$) e também consiste em aplicar uma carga ao material superior ao limite de escoamento da fase produto.

Os dois processos de treinamento implicam deformações plásticas consideráveis. Há um limite para a deformação plástica conferida ao material, assim como um número de ciclos estabelecido para que o material mostre este comportamento (PAIVA, 2004).

2.9 Solidificação Direcional

Dos procedimentos de fabricação, a fundição é considerada como primária, pois possibilita a aquisição de elementos (peças) com geometrias bem próximas do que se deseja, ou seja, as limitações de tamanho, formato e complexidade são mínimas. Além disso, é a partir

da fundição que se obtém os lingotes, e através desse, é possível adquirir chapas, placas, perfis, dentre outros, utilizando a conformação mecânica.

Os sólidos cristalinos são constituídos por átomos, íons, ou moléculas em um modelo geométrico extremamente organizado (matriz cristalina). Estas partículas se mantêm em suas posições através das forças eletrostáticas, a exemplo, forças de London e/ou dipolo-dipolo. No momento em que um sólido puro cristalino tem sua temperatura elevada, os átomos, íons ou moléculas vibram gradativamente rápido até que, em uma temperatura determinada, a agitação térmica das partículas torna-se grande o suficiente para quebrar as ligações entre eles, dando lugar pelas forças de atração. Desse modo, os átomos, íons ou moléculas atingem um estado móvel mais relaxado, o estado líquido. Quanto a essa transformação, dá-se o nome de fusão, processo pelo qual é possível obter as ligas metálicas.

Vale salientar que, a passagem do estado líquido para o sólido é o caminho inverso ao da fusão, este decorre do resfriamento do material anteriormente aquecido, cujo o processo é chamado de solidificação. Essa transição inicia-se com o surgimento de minúsculas partículas que representam uma nova fase sólida, as quais, crescem até que a transformação seja concluída.

O estudo da solidificação direcional é usado para a observação dos parâmetros térmicos da solidificação e sua conexão com a variação no decorrer do tempo, proporcionando a correlação destes critérios com as macroestruturas e microestruturas geradas, e por conseguinte, com as propriedades de aplicação, como a resistência mecânica; a corrosão; a fadiga e o desgaste. Os instrumentos mais acessíveis encontrados na literatura são: solidificação direcional ascendente, solidificação direcional descendente e solidificação direcional horizontal.

Neste trabalho foi utilizado o dispositivo de solidificação direcional vertical ascendente, que está esquematizado abaixo na Figura 8, onde a liga pode ser fundida em um forno e posteriormente vazada no molde cilíndrico ou refundida no próprio dispositivo. Uma vez que, a liga líquida alcança uma temperatura estabelecida, diante disso, começa a solidificação, uma bomba é ligada de modo que lança a água de refrigeração na parte inferior do molde.

lingoteira de aço inoxidável 316

termopares

controladores de temperatura

registrador de dados térmicos

aquisição via computador

estrutura do forno

suporte refratário e resistências elétricas

chapa molde de aço inoxidável 316

material refratário isolante

controlador de fluxo de água

entrada de água

saída de água

A solidificação nesse tipo de dispositivo, ocorre em sentido contrário ao da ação da gravidade e, como resultado, o peso da liga age no sentido em que ajudará o contato térmico com a base refrigerada, através da água bombeada. O contato é dificultado em consequência do surgimento do gap, entre a base da lingoteira e a superfície do lingote, sucedido pela gradativa de contração volumétrica de solidificação (FEITOSA, 2013; GOULART, 2010; FARIA, 2015; CANTÉ, 2009).

28

A respeito das inúmeras variáveis existentes no processo de fundição, a exemplo o acabamento superficial, o grau de automação, produtividade e precisão dimensional, cabe ressaltar a influência do modelo do molde nas propriedades físicas do material derivado. Sendo que, o tamanho final do grão é definido pela taxa de remoção de calor do sistema metal/molde, caracterizando assim, a resistência mecânica da peça.

Nos dias atuais, o campo de fundição das ligas não-ferrosas abrange uma extensa diversidade de ligas, cujas propriedades, na maioria das circunstâncias, são capazes de melhorar, por tratamentos térmicos ou técnicas metalúrgicas mais elaboradas, a começar do controle do tamanho de grão até a eliminação a níveis muito baixos de segregação e dos gases residuais. Isso caracteriza o método de constituição da macroestrutura e microestrutura em metais e ligas metálicas, em períodos constantes, de maneira que aspectos cinéticos, térmicos, químicos e termodinâmicos estão intensamente conexos (ALONSO, 1993).

A macroestrutura do lingote solidificado é determinada através do surgimento, no líquido, de núcleos sólidos que em circunstâncias termodinâmicas convenientes, crescem originando grãos cristalinos da macroestrutura. As dimensões, orientação e distribuição, isto é, a morfologia dos grãos cristalinos, caracterizam a macroestrutura das ligas (FARIA, 2015; GOULART, 2010; CANTÉ 2009).

Comumente, na macroestrutura de solidificação pode-se identificar três zonas diferentes: a zona nomeada coquilhada, representada por grãos pequenos gerados por extração de calor muito ligeira, próximo à área de interação metal/substrato, havendo a predominância da nucleação ao crescimento; uma zona alongada na direção de extração de calor, composta por cristais afilados designados grãos colunares, caracterizado por prolongar-se à frente da zona coquilhada; e por fim, uma zona de cristais desorganizados com crescimento arbitrário, identificados como equiaxiais, encontrados na parte central do material fundido.

Neste trabalho, analisou-se os grãos colunares obtidos após a solidificação da liga, dessa forma, vale reforçar que, a zona colunar é formada através do crescimento dos grãos da zona coquilhada, sendo esta, composta por grãos cristalinos alongados e ordenados de forma paralela à direção do fluxo de calor. Principia-se a composição da zona colunar pelo crescimento de grãos desenvolvidos através dos núcleos procedentes do ligeiro resfriamento do líquido, nos momentos iniciais da solidificação (zona coquilhada), e mostram direção cristalográfica, adequados ao crescimento na direção da extração de calor. Esses núcleos, inclinam-se a crescer com maior rapidez que os demais, impedindo o crescimento de outros grãos coquilhados.

Quando assim formados, esses grãos têm dimensões superiores que os grãos da zona coquilhada, que possuem grãos mais refinados, exibindo também, direções cristalográficas intensamente orientadas.

2.10 Nanoindetação: um olhar sobre o ensaio

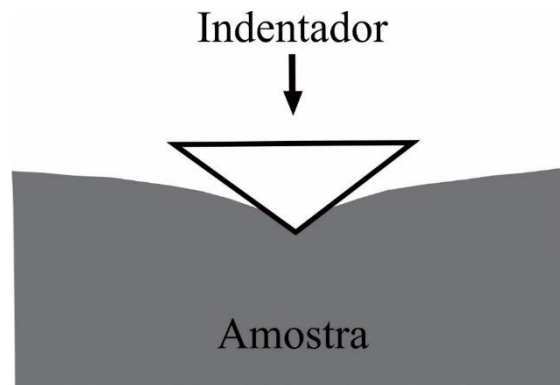
De certo, sabe-se que equipamentos aptos a proporcionar dados mais precisos, em relação a caracterização das propriedades mecânicas na superfície, são necessários, uma vez que, há tempos, técnicas inovadoras de revestimento superficiais são desenvolvidas, a partir do estudo das propriedades tribológicas dos materiais.

Os clássicos ensaios de dureza são limitados quando aplicados aos atuais materiais desenvolvidos, especialmente aqueles que têm revestimentos de espessura frágil. Os principais obstáculos constituem-se pelas limitações das cargas máximas aplicáveis e, por conseguinte, a restrita dimensão das indentações, difíceis de medir pelos meios clássicos. Essas reduções levaram à criação de novos métodos e equipamentos de medição de dureza e módulo elástico, nas últimas décadas (LOUBET et al., 1984; STONE et al., 1988; LI; BHUSHAN, 2002).

Proposto por Oliver-Pharr, o método de medição da dureza e módulo elástico, por meio da nanoindentação, foi utilizado inicialmente em 1992, sendo bastante empregado para analisar o desempenho mecânico dos materiais em escalas menores que as obtidas nos ensaios de dureza clássicos (OLIVER; PHARR, 2004). Através da curva carga-descarga, gerada com a impressão de carga aplicada e deslocamento, este ensaio tornou-se padrão para determinar as características acima mencionadas.

Os resultados alcançados a partir da execução de carga aplicada e deslocamento, são semelhantes aos ensaios de compressão. Tendo em vista que, a diferença fundamental entre esse método e os convencionais de determinação de tensão e deformação está associada com a geometria de contato entre o sistema indentador e a amostra, Figura 9.

Figura 9: Perfil esquemático de um corte transversal à superfície de uma amostra submetida à uma indentação.



Fonte: Próprio autor

A área de contato é projetada em meio ao tipo de indentador e o material a ser estudado, e é estimada com o emprego de equações para o carregamento e descarregamento do indentador na área determinada, de maneira uniforme e simétrica (SNEDDON, 1965 apud LI & VLASSAK, 2009). Vale salientar que, um dos avanços importantes do desenvolvimento dos ensaios de dureza é retratado pelos equipamentos dinâmicos, a exemplo o DSI (“Depth Sensing Indentation”). Estes possibilitam aplicar a carga, realizando a sua medição paralelamente com os deslocamentos, e possuem uma acentuada precisão para a medição das profundidades de endentação (ANTUNES, 2006), podendo ser de alguns décimos de micron (MICHLER; DOMMANN, 2001)

Baseando-se nestas medidas, torna-se possível desenvolver o traçado da curva de carga-descarga referente a cada ensaio, que proporciona a obtenção do valor da área de contato, necessária para o cálculo da dureza, dispensando a necessidade da imagem para medição do tamanho da indentação e a determinação o módulo de elasticidade (LOUBET; GEORGES; MEILLE, 1986).

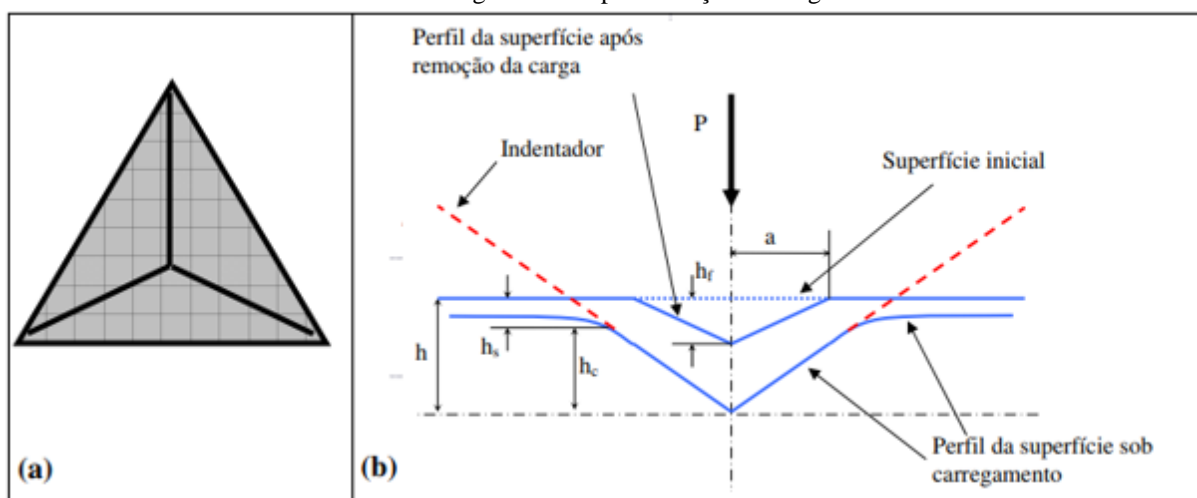
De acordo com Antunes (2006), a área de contato e, conseqüentemente, os resultados das propriedades mecânicas são dependentes de forma sensível, das geometrias do indentador e da superfície das indentações. De início, a geometria projetada foi na forma de um cônico de Berkovich (OLIVER; PHARR, 2004), piramidal de base triangular, exibindo vantagens em relação aos outros indetadores (Esféricos e Vickres), quando as cargas aplicadas são de menor valor, visto que, é menos capaz de mostrar desvios em relação à ideal (ANTUNES, 2006).

Desse modo, convém mencionarmos que Berkovich refere-se ao indentador utilizado nesse estudo. Ainda em concordância com pesquisas desenvolvidos por Oliver e Pharr (2004), posteriormente produziu-se um penetrador esférico, que dispõe de um comportamento inicial

exclusivamente elástico, que pode ser empregado por uma maior variedade de geometrias. O indentador Vickers, por sua vez, expõe um pequeno desvio geométrico na ponta denominado “*offset*”, por isso requer calibração (ANTUNES, 2006).

A geometria estabelecida sob a amostra, após a aplicação da carga, é em conformidade com o indentador usado. A Figura 10, destaca a geometria e os parâmetros alcançados com o ensaio, apresentando esquematicamente uma curva de carga-descarga específica de um material elastoplástico e a geometria da indentação.

Figura 10: (a) Geometria do indentador; (b) Esquema do perfil da superfície durante o ensaio de nanoindentação: sob carregamento e após remoção da carga.



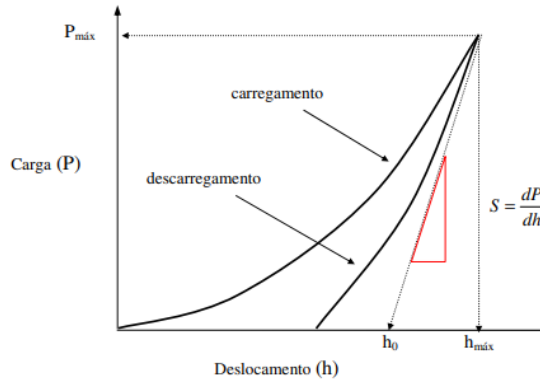
Fonte: OLIVER; PHARR (1992)

Na referente figura demonstra-se: a carga máxima aplicada durante o ensaio, $P_{\text{máx}}$; e a respectiva profundidade atingida pela ponta durante a indentação, $h = h_{\text{máx}}$; h_s é o afundamento apresentado pela superfície do material, medido desde a superfície inicial até ao ponto em que entra em contato com o indentador; h_f caracteriza a profundidade de indentação residual depois da descarga e h_c representa a profundidade de contato na carga máxima, o qual o valor admite designar a respectiva área de contato dentro o material e o indentador, A (cujo valor é idêntico à área da indentação residual, de dimensão a no plano da Figura 10 (b)), essencial para definir a dureza e o módulo de elasticidade (ANTUNES, 2006).

Normalmente não existe uma maneira simples para a determinação da área de contato, isso acarreta em dificuldades na análise da dureza para um ensaio de indentação contínua, de forma a não se encontra um cálculo real para tal (Li, 1997). Então Pharr e Oliver (1992b) prepararam uma metodologia interativa para a definição da área projetada da superfície de contato. Os parâmetros introdutórios fundamentais são a máxima profundidade de penetração

durante o contato, h_c , (Figura 10(b)) e a inclinação da curva de descarregamento S (Figura 11) (GUBICZA et al., 1996).

Figura 11: Curva de carregamento e descarregamento



Fonte: PHARR; OLIVER; BROTZEN (1992)

Com o propósito de conseguir maiores conhecimentos sobre a área de contato, dureza e módulo de elasticidade para escalas reduzidas, uma grande quantidade de trabalhos foi realizada, afim de se compreender e estudar da curva de descarregamento (DOERNER; NIX, 1986 e OLIVER; PHARR, 1992).

O método mais usual para medida de dureza e módulo de elasticidade empregando métodos de nanoindentação compreende realizar uma pequena indentação, geralmente com um indentador Berkovich. O ensaio sucede com a penetração do indentador, registrando a carga, P , e o deslocamento, h , no decorrer do ciclo inteiro de aplicação e retirada da carga. Um prosseguimento específico de carga-deslocamento é apresentado acima, na Figura 11.

À medida que o indentador penetra na superfície do material, ocorrem deformações plásticas e elásticas. A deformação plástica gera uma impressão constante a qual depende da geometria do indentador e da profundidade de contato, h_c . Quanto ao procedimento elástico, este resulta em um componente complementar do deslocamento, tendo em visto que, a superfície se recupera, deslocando uma quantidade h_s , além da extremidade do contato (Figura 10 (b)). O deslocamento completo h do indentador é estabelecido como:

$$h = h_c + h_s \quad \text{Equação 2.1}$$

Uma vez que a carga máxima ($P_{máx}$) é alcançada, o referente deslocamento do indentador é determinado como h e neste ponto, o raio da superfície de contato é definido por a . Posteriormente a retirada da carga, a profundidade final da impressão é h_f .

No decorrer das análises os dados de descarregamento elástico podem ser usados na associação das quantidades medidas na prática com a área de contato projetada, A, e um módulo elástico reduzido:

$$S = \frac{dP}{dh} = \frac{2}{\sqrt{\pi}} E_r \sqrt{A} \quad \text{Equação 2.2}$$

sendo o módulo reduzido, E_r , considera-se o fato de que as medidas do deslocamento elástico abrangem contribuições da amostra e do indentador. O módulo reduzido é estipulado por:

$$\frac{1}{E_r} = \frac{(1-\nu_m^2)}{E_m} + \frac{(1-\nu_i^2)}{E_i} \quad \text{Equação 2.3}$$

em que, E_m e ν_m referem-se ao módulo elástico e a razão de Poisson para o material, e E_i e ν_i referem-se as mesmas medidas para o indentador (para o diamante, $E_i=1,141$ GPa e $\nu_i=0,07$) (PHARR; OLIVER, 1992a). Assim sendo, pode-se considerar que o método exposto acima sugerido por Oliver e Pharr (1992), e embasado no fato de que nos ensaios de nanoindentação, assim como nos ensaios de compressão, a dureza representa uma medida da resistência à deformação local, que pode ser definida pela razão:

$$H = \frac{P_{\max}}{A} \quad \text{Equação 2.4}$$

em que P_{\max} é a carga máxima aplicada pelo indentador e A, a área projetada da impressão da dureza.

Considerando que a geometria do indentador pode ser definida por uma função que relaciona a área da seção transversal do indentador com a distância a sua ponta, (OLIVER; PHARR, 1992); e, levando em conta que o indentador não tenha deformação expressiva, nesse caso a área de contato projetada no momento da carga máxima P_{\max} , pode ser calculada em conformidade com a profundidade de contato h_c , representada pela seguinte equação:

$$A = f(h_c) \quad \text{Equação 2.5}$$

$F(h_c)$ é uma função matemática que é obtida durante a calibração da ponta. No caso de um penetrador Berkovich ideal, temos (NANO INDENTERII, 1994):

$$A = 24,5h_c^2 \quad \text{Equação 2.6}$$

CAPÍTULO III

3. MATERIAIS E MÉTODOS

Inicialmente, com o auxílio de uma balança de precisão, a liga Cu-Al-Be-Nb-Ni foi elaborada na seguinte composição nominal: Cu-11,8%Al-0,58%Be-0,5Nb-0,27Ni (% em peso). Em um forno mufla capaz de atingir até 1300°C, modelo 4213 da JUNG, elementos da referida liga foram adicionados em um cadinho, para que fossem devidamente fundidos. Após a fusão, obteve-se a liga desejada, em vista disso, a escória foi retirada e o material fundido a uma temperatura de 1300°C foi vazado por gravidade em um molde de aço com formato cilíndrico. Esse, localizava-se em um forno de solidificação direcionada, onde o resfriamento ocorria de baixo para cima, através do contato da parte inferior do molde com água a baixas temperaturas que era bombeada, de modo a se obter uma liga com grãos com crescimento direcionais.

Posteriormente, após o processo de fundição, as ligas foram homogeneizadas a 850°C durante um período de doze (12) horas, em um forno do tipo mufla, sem controle de atmosfera modelo 0912 da JUNG. Em seguida foram temperadas sob água com temperatura de 25°C para obtenção do efeito memória de forma.

Após o tratamento térmico, o material foi adequadamente cortado em cubos, sem a necessidade de dimensões exatas, com auxílio de uma máquina de corte de amostras / para metalografia, obtendo-se as amostras com ângulos de 0° e 90°. Já para a obtenção das amostras de 30° e 60°, fez-se necessário o uso da usinagem por eletroerosão à fio, em um equipamento BENER modelo electrocut AR1300, como mostrado na Figura 12.

Figura 12: Máquina de usinagem por eletroerosão à fio.

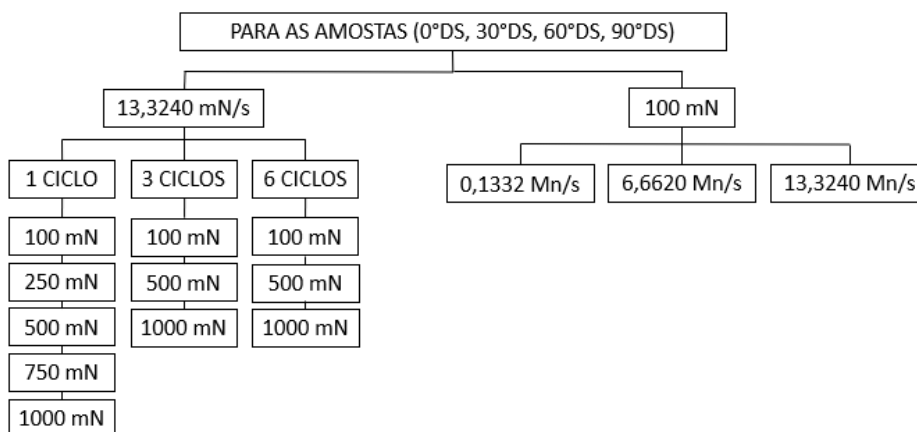


Fonte: Próprio autor.

Ao adquirir as amostras com ângulos de 0°, 30°, 60° e 90°, essas foram previamente lixadas, com lixas de granulometrias variando de 180 até 1200 granos, em seguida, foram polidas utilizando alumina com 1 e 0,3 µm e atacadas quimicamente com uma solução aquosa de cloreto de ferro, durante um intervalo 10 s. Assim, a observação da morfologia de fases pôde ser realizada em um microscópio metalográfico Olympus BX41M-LED, a uma temperatura de 25°C.

Cada amostra foi submetida a um ensaio de indentação instrumentada, executado em um ultramicrodurômetro dinâmico Shimadzu Corporation Modelo DUH-211/211S, variando-se a quantidade de ciclos, sendo o ensaio de um único ciclo realizado com a velocidade máxima de 13,3240 mN/s fixa e variando-se as cargas aplicadas, sendo essas referentes a 100 mN, 250 mN, 500 mN, 750 mN e 1000mN. Enquanto que, os ensaios de 3 (três) e 6 (seis) ciclos foram realizados com a mesma velocidade, porém, com cargas aplicadas equivalentes a 100 mN, 250 mN, e 1000mN. Posteriormente, para cada amostra também se fixou a carga aplicada de 100 mN e variou a velocidade, usando 6,6620 mN/s, esta pode ser considerada uma velocidade média e 0,1332 mN/s a velocidade mínima, sempre para um único ciclo, como está esquematizado abaixo na figura 13.

Figura 13: Esquematização do ensaio de indentação instrumentada.



Fonte: Próprio autor.

As temperaturas de transformação de fase austenina-martensita e da transformação reversa martensita-austenita foram determinadas por calorimetria diferencial de varredura, utilizando-se um equipamento DSC-60 da Shimadzu em taxas de aquecimento e refrigeração de 10°C/min. As amostras utilizadas no ensaio de DSC possuíam geometria cilíndrica com dimensões de Ø5 x 1,4 mm e massa média de 206 mg. Estas, foram extraídas a partir dos corpos de prova tratados termicamente através de usinagem por eletroerosão.

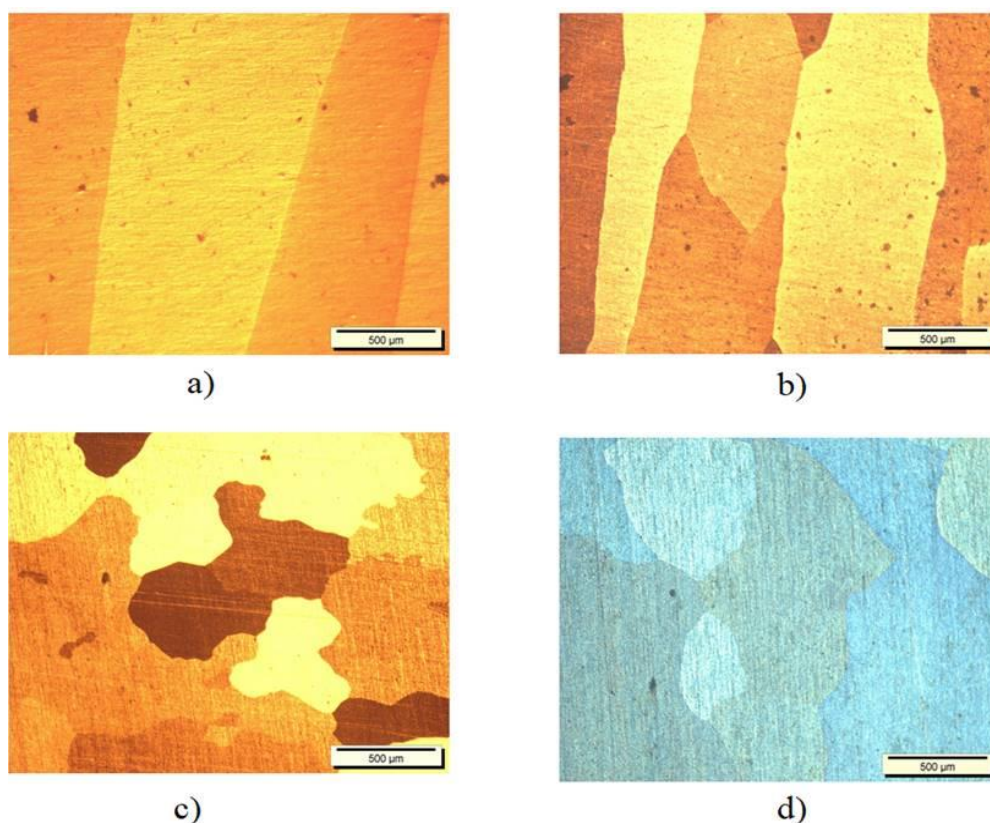
CAPÍTULO IV

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Influência da direção de solidificação (DS) nas propriedades termomecânicas.

As micrografias ópticas dos quatro diferentes corpos de prova (0° DS, 30° DS, 60° DS e 90° DS), são mostradas na Figura 14. É possível observar abaixo, na Figura 14a, que a morfologia microestrutural da direção 0° DS apresentou grãos que cresceram em linha reta, ao longo da direção de extração de calor, e contornos de grãos longitudinais retos. A presença de junções triplas já fica evidente a partir da direção 30° DS.

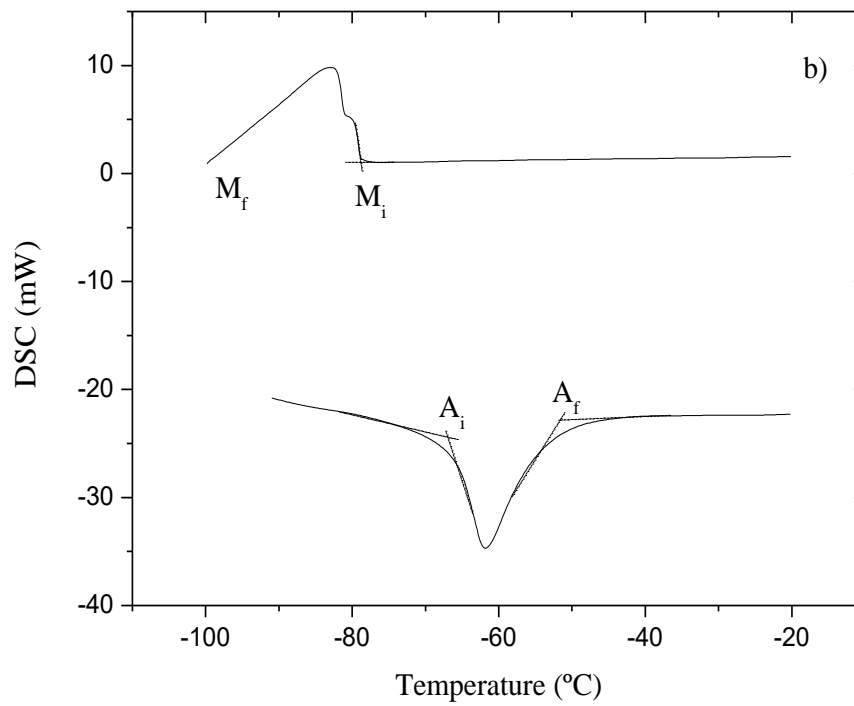
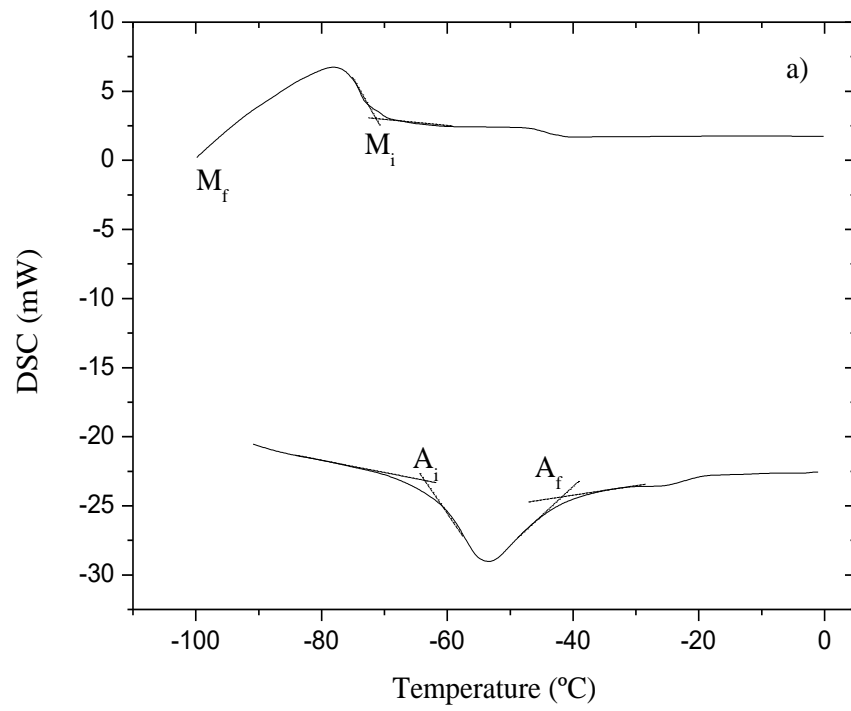
Figura 14: Microestrutura em função da direção de solidificação: (a) 0° DS, (b) 30° DS, (c) 60° DS, (d) 90° DS.

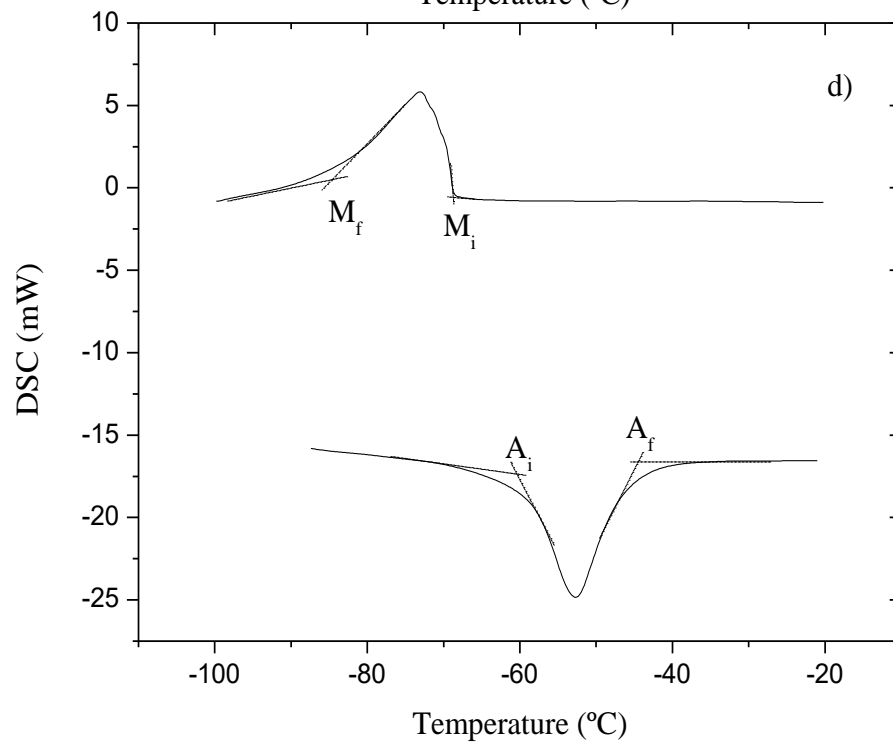
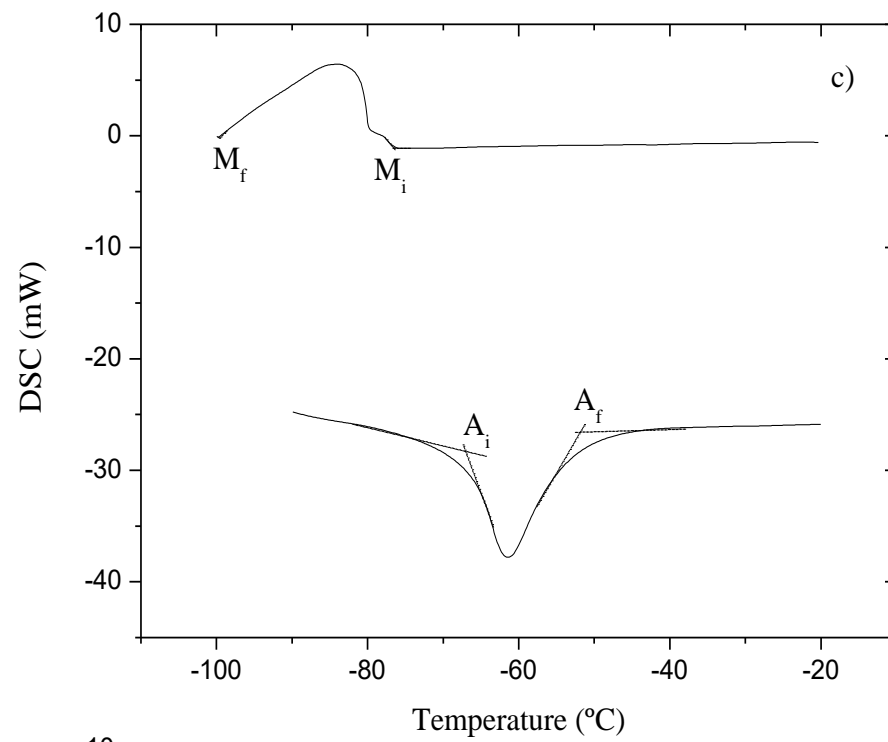


Fonte: Próprio autor.

Na Figura 15 e Tabela 2, ambas expostas abaixo, estão representadas as temperaturas de transformação de fases da liga em função da direção de solidificação. Foi observado que à temperatura ambiente a liga se encontra completamente na fase austenítica em todas as direções de solidificação. Oliveira et. al. (2010) reportaram a presença da fase austenítica, identificada por difração de raios-x a temperatura ambiente, para uma liga Cu-11,8Al-0,6Be. Foi verificado ainda que as temperaturas de transformação de fases apresentaram uma leve variação com a direção de solidificação, apresentando uma diferença máxima em torno de 9°C .

Figura 15:DSC - temperaturas de transformações de fases em função da direção de solidificação: (a) 0° DS, (b) 30° DS, (c) 60° DS, (d) 90° DS.





Fonte: Próprio autor.

Tabela 2: Temperaturas de transformações de fases em função da direção de solidificação.

Direção de Solidificação	M_s (°C)	M_f (°C)	A_s (°C)	A_f (°C)
0° DS	-70	-98	-65	-42
30° DS	-78	-98	-68	-50
60° DS	-75	-98	-67	-50
90° DS	-70	-89	-60	-42

Fonte: Próprio autor.

A influência da direção de solidificação nas propriedades mecânicas foi avaliada através de ensaios de indentação instrumentada para as seguintes direções de solidificação: 0° DS, 30° DS, 60° DS e 90° DS. Foi avaliada a influência da direção de solidificação no módulo de elasticidade, na dureza, na profundidade remanescente e na superelasticidade. Para caracterizar a superelasticidade (SE) foi utilizada a relação de profundidade remanescente (RDR) proposta por Pfetzinger et. al. (2009), definida por:

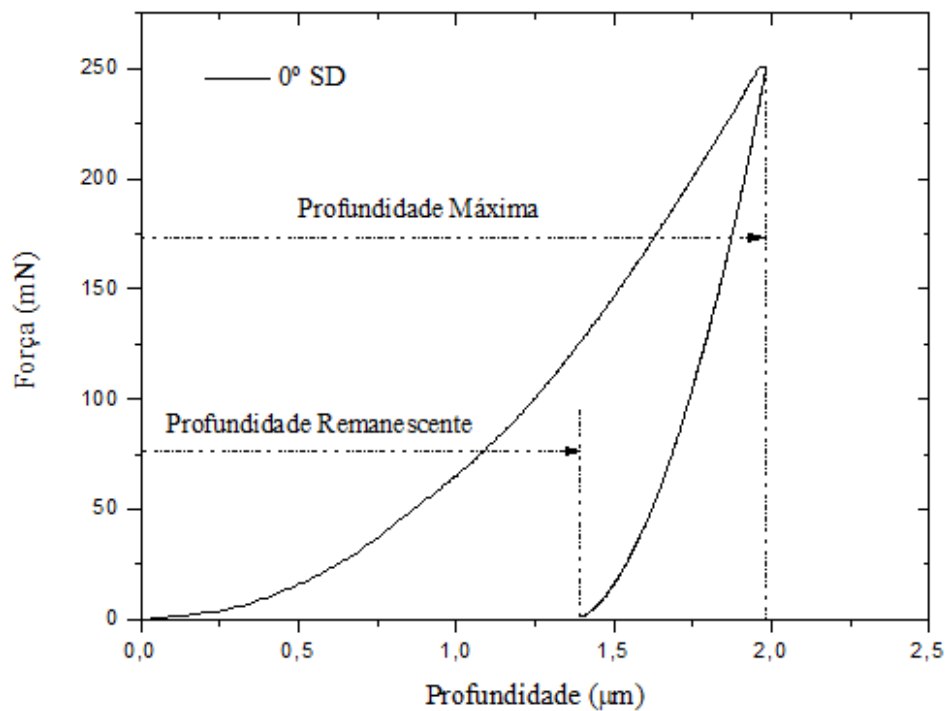
$$RDR = \frac{h_{rem}}{h_{max}} \quad \text{Equação 4.1}$$

onde: h_{rem} é a profundidade remanescente e h_{max} a profundidade máxima. A superelasticidade foi calculada através da seguinte relação:

$$SE = 1 - RDR \quad \text{Equação 4.2}$$

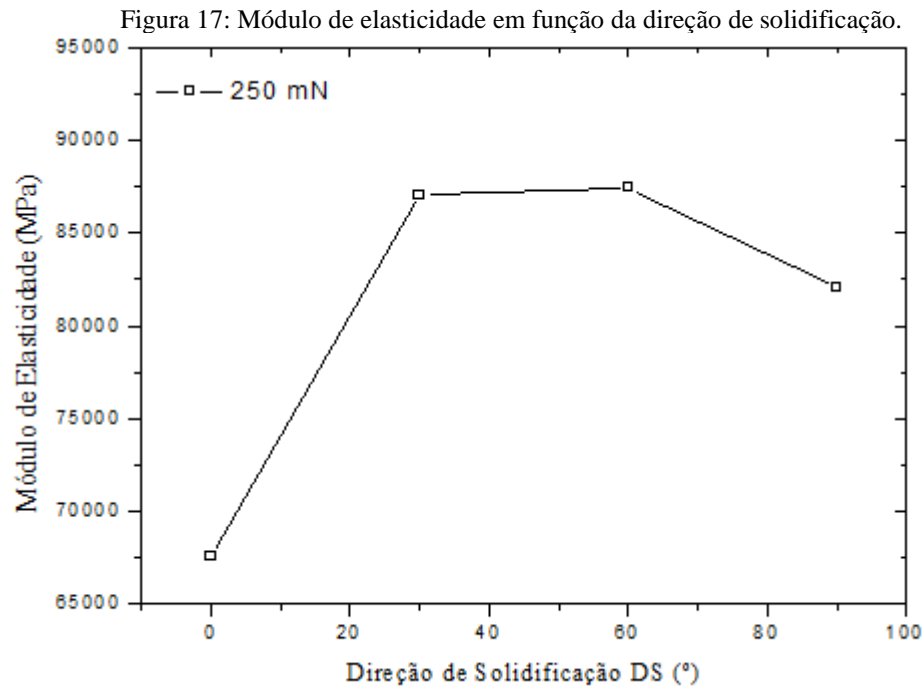
A Figura 16, disposta a seguir, mostra uma curva típica carga–profundidade de indentação, onde se destaca os parâmetros relacionados à profundidade de penetração. É possível observar que, para a direção de solidificação 0° DS, a profundidade máxima de penetração para a carga máxima aplicada de 250 mN foi de 1,97 μm e a profundidade remanescente após a liberação da carga foi de 1,39 μm . Este valor de profundidade remanescente, que representa um RDR de aproximadamente 0,71, indica que após a retirada da carga a recuperação pseudoelástica foi de aproximadamente 29% em relação à profundidade máxima aplicada. Segundo Pfetzinger et. al. (2010) valores de RDR inferiores a 0,1 são esperados para uma recuperação pseudoelástica perfeita.

Figura 16: Curva típica carga-profundidade do ensaio de indentação instrumentada.



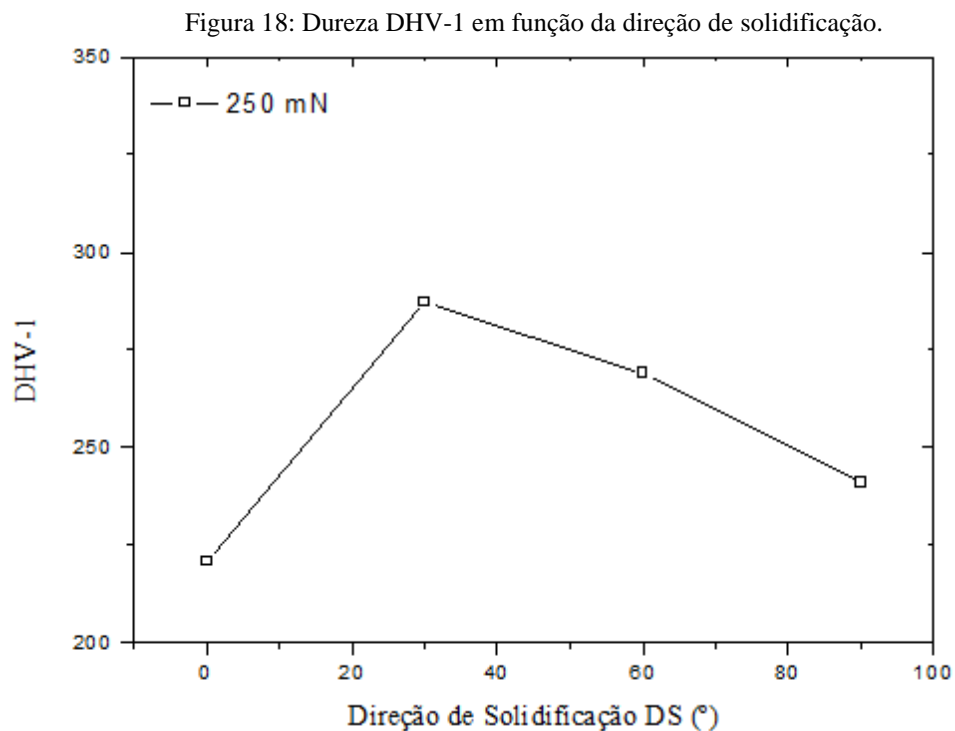
Fonte: Próprio autor.

A influência da direção de solidificação no módulo de elasticidade é apresentada abaixo na Figura 17. Foi observado que para direções de solidificação localizadas entre 0° DS e 60° DS, o módulo de elasticidade mostra uma tendência crescente com o aumento da DS, e atinge um valor médio máximo de 85 GPa para direção 60° DS. Com o aumento da direção, após 60° DS, o módulo de elasticidade diminui gradualmente atingindo um valor médio de 82,5 GPa para direção 90° DS. Comportamento similar para módulo de elasticidade foi verificado por Liu et. al. (2015) para uma liga Cu-Al-Mn obtida via solidificação direcional, e submetida a ensaios de tração em função da direção de solidificação. Montecinos et. al. (2012) encontram, através de ensaios de indentação instrumentada com carga máxima aplicada de 2000 μN , um valor médio de 74 GPa para o módulo de elástico da fase austenita (β) de uma liga Cu-Al-Be policristalina.



Fonte: Próprio autor.

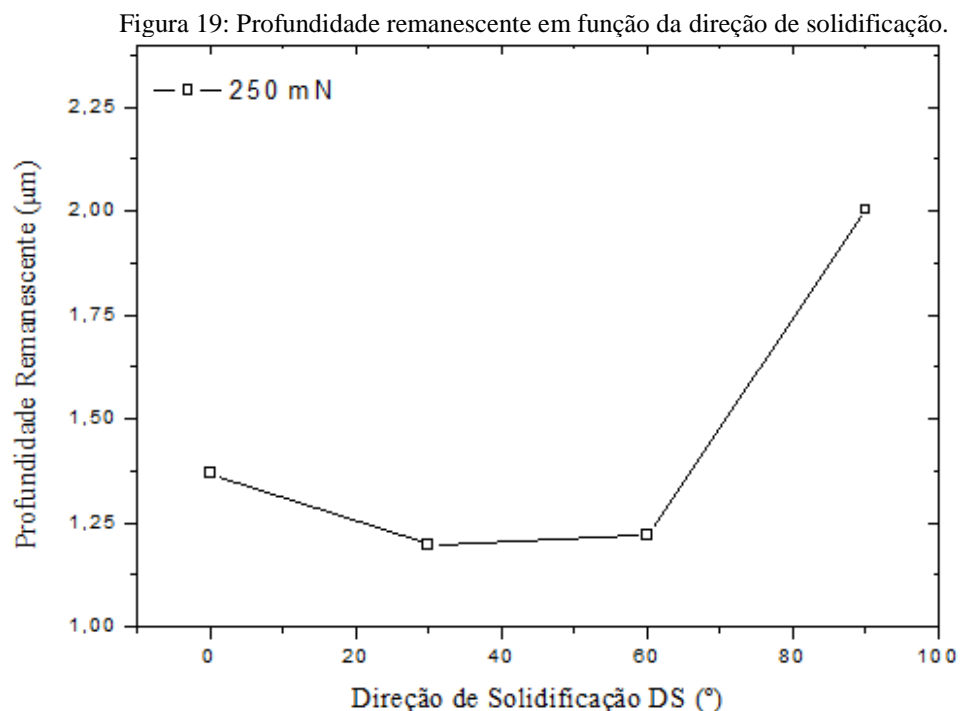
A Figura 18, abaixo demonstrada, exibe a influência da direção de solidificação na dureza DHV-1. Verifica-se que a dureza DHV-1 apresentou comportamento similar ao módulo elástico, porém o valor máximo da dureza DHV-1 é atingido para direção 30° DS. Após a direção 30° DS, ocorre uma diminuição gradual dos valores apresentado pela dureza DHV-1.



Fonte: Próprio autor.

A Figura 19 disposta abaixo, mostra a influência da direção de solidificação na profundidade remanescente. Observa-se que para direções de solidificação localizadas entre 0° DS e 30° DS, ocorre uma diminuição gradual da profundidade remanescente. Entre as direções 30° DS e 60° DS a profundidade remanescente apresenta um leve aumento. Já entre as direções 60° DS e 90° DS, a profundidade remanescente apresenta uma tendência sensivelmente crescente, e atinge um valor máximo para direção 90° DS, em que o valor máximo é 2 μm .

A profundidade remanescente pode ser atribuída à deformação plástica e/ou martensita retida, uma vez que indentadores de ponta piramidal provocam altas deformações e elevados gradientes de deformações abaixo da ponta que não podem ser acomodados apenas pela transformação da fase martensítica, mas requerem deformação plástica adicional (PFETZING-MICKLICH et. al., 2010). Desta forma, qualquer martensita que se forme durante o carregamento, ocorrerá de forma irreversivelmente, uma vez que a alta densidade de deslocamento tanto fixará como ajudará na estabilização de variantes martensíticas, limitando sua reversão à fase mãe, na remoção da carga aplicada (WOOD & CLYNE, 2006).



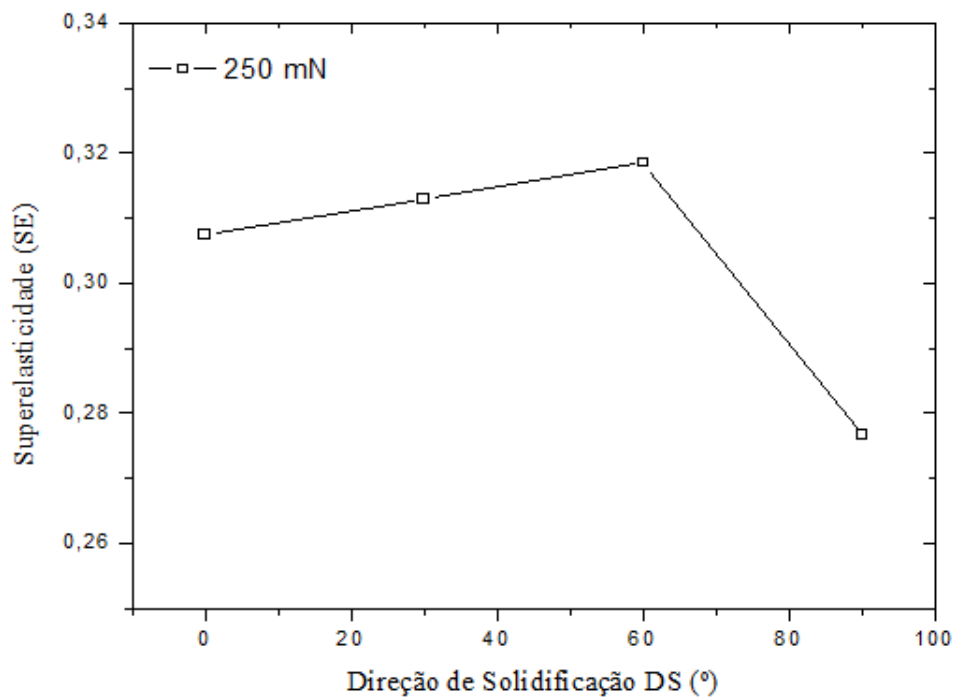
Fonte: Próprio autor.

A influência da direção de solidificação no comportamento superelástico calculando os valores de SE, a partir dos valores de RDR obtidos, é apresentada subsequentemente na Figura 20. Observa-se que a superelasticidade aumenta de forma suave entre as direções 0° DS e 60° DS, atingindo um valor máximo para direção 60° DS. Após a direção 60° DS, ocorre uma sensível diminuição nos valores da superelasticidade, apresentando o menor valor para direção

90° DS. A dependência da superelasticidade com a direção de solidificação foi atribuída por Liu et. al. (2015) aos efeitos combinados da orientação dos grãos e dos limites dos grãos.

A avaliação da influência da direção de solidificação na superelasticidade, de uma liga com memória de forma ferromagnética Ni-Fe-Ga-Co, realizada por Huang et. al. (2016) demonstrou que as amostras da direção 0° DS apresentaram uma recuperação pseudoelástica superior as obtidas pelas amostras com direções de 45° DS e 90° DS. Esta recuperação parcialmente pseudoelástica apresentada pelas direções de 45° DS e 90° DS é atribuída à incompatibilidade da deformação através dos limites dos grãos quando a tensão de compressão é aplicada para amostras com estas direções, apresentando uma quantidade de deformação plástica excessiva nos defeitos cristalinos, em especial nas junções triplas.

Figura 20: Superelasticidade em função da direção de solidificação.



Fonte: Próprio autor.

Conforme observado anteriormente, os valores de superelasticidade e profundidade remanescente são praticamente equivalentes para as direções 0° DS, 30° DS e 45° DS. Já a direção de 90° DS apresentou, quando comparado com os apresentados pelas demais direções, o menor valor para superelasticidade e o maior valor de profundidade remanescente, indicando que a referida direção apresentou uma maior quantidade de martensita residual e/ou deformação plástica.

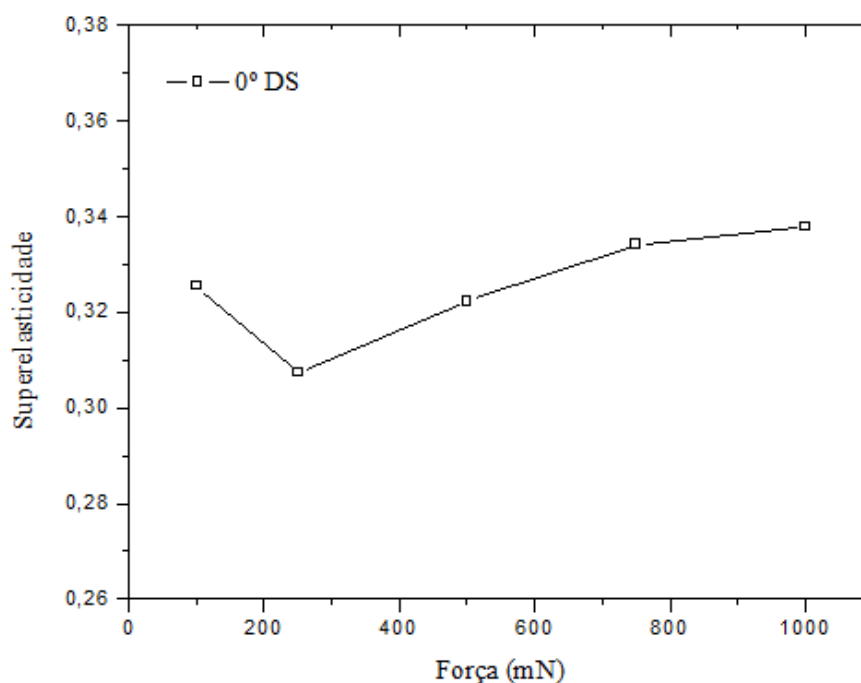
Tendo em vista que muitas aplicações práticas exigem que as ligas com memória de forma apresentem uma elevada superelasticidade (TANAKA et. al. 2010), a influência dos parâmetros (carga, velocidade de indentação e número de ciclos) do ensaio de indentação instrumentada na superelasticidade e na profundidade remanescente foi avaliada apenas para a direção de solidificação 0° DS.

4.2. Influência da carga aplicada na superelasticidade e na profundidade residual.

O comportamento da superelasticidade, para direção 0° DS, em função da carga aplicada é mostrado ulteriormente na figura 21. É possível observar que a superelasticidade é quase independente da magnitude da carga aplicada, ocorrendo apenas uma leve variação nos valores da superelasticidade em função da carga. Estes valores diminuem para cargas aplicadas entre 100 mN e 250 mN e aumentam entre 250 mN e 1000 mN.

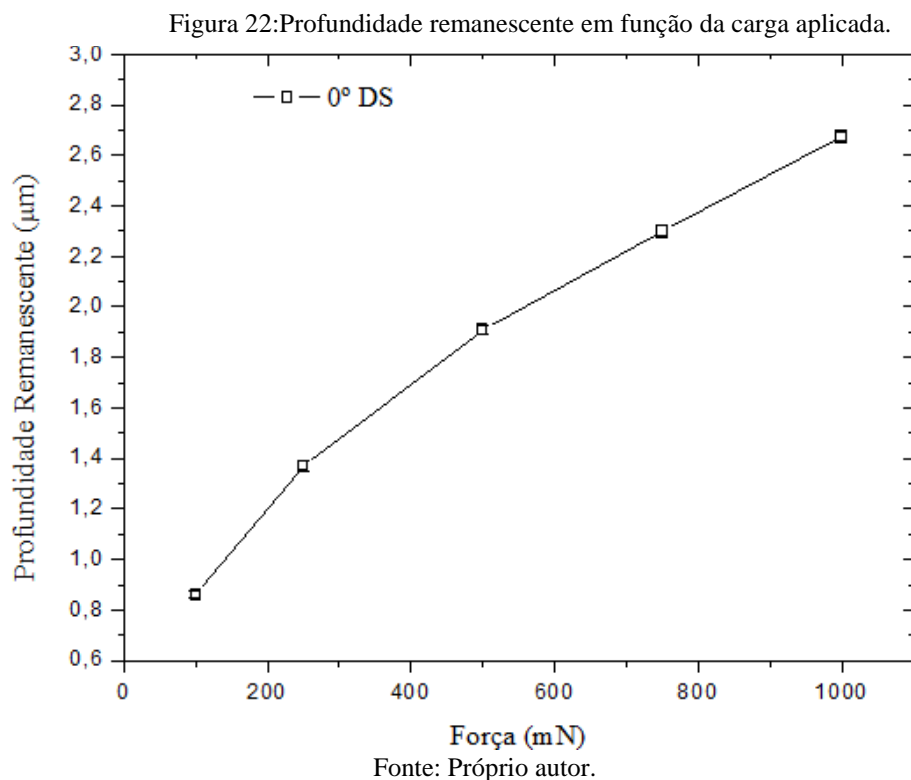
Cargas mais altas podem levar a deformações de pico além do limite superelástico, gerando discordâncias e reduzindo a probabilidade de reversão completa da martensita para a fase austenita após remoção da carga aplicada (WOOD & CLYNE, 2006), o que explica a leve redução nos valores entre 100 mN e 250 mN. O aumento nos valores da superelasticidade quando a carga aplicada varia entre 250 mN e 1000 mN, pode estar associado a menor tensão gerada e a compatibilidade de deformação nos limites dos grãos (HUANG et. al., 2016).

Figura 21: Superelasticidade em função da carga aplicada.



Fonte: Próprio autor.

Posteriormente a Figura 22 mostra a evolução da profundidade remanescente em função da carga aplicada. Verifica-se que ocorre um aumento na profundidade remanescente à medida que a carga aplicada aumenta. O aumento da profundidade remanescente com a elevação da carga aplicada pode ser atribuído à deformação plástica e/ou martensita retida, uma vez que o aumento da carga de indentação (usando indentadores de ponta piramidal) podem provocar (abaixo da ponta) deformações e gradientes de deformações cada vez mais elevados que não podem ser acomodados apenas pela transformação martensítica induzida por tensão, mas é requerida uma deformação plástica adicional (PFETZING-MICKLICH et. al., 2010).

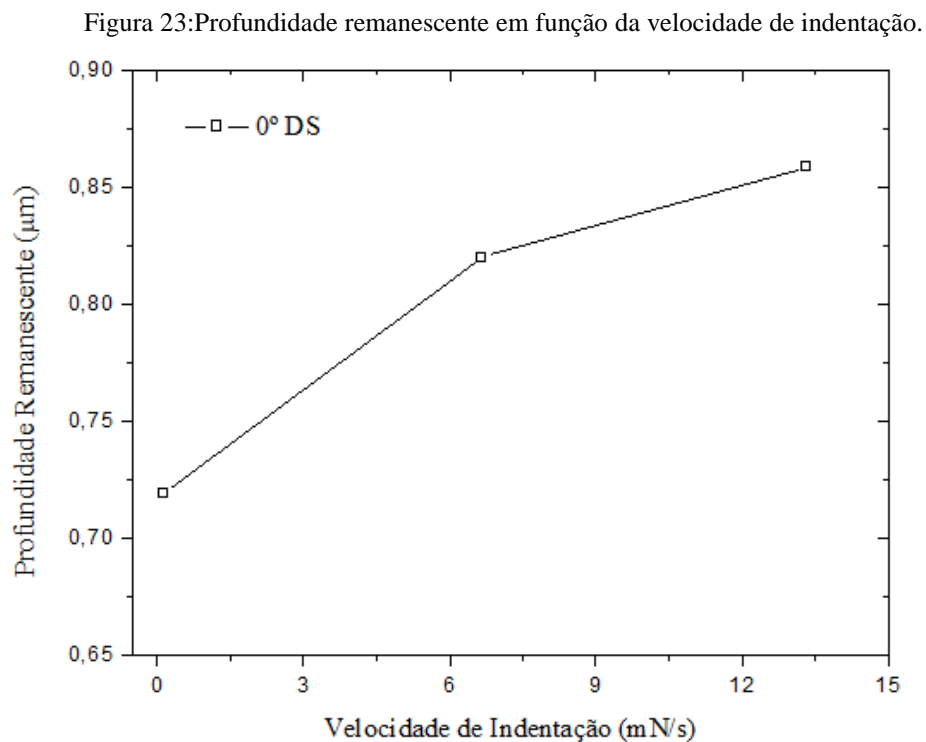


4.3. Influência da velocidade de indentação na superelasticidade e na profundidade residual.

Para verificarmos a influência da velocidade de indentação na profundidade remanescente e superelasticidade, foram realizadas indentações com velocidades de 0,1332 mN/s, 6,6620 mN/s e 13,3240 mN/s para os ensaios do tipo carregamento-descarregamento. Para cada velocidade foram realizadas indentações com carga máxima aplicada de 100 mN.

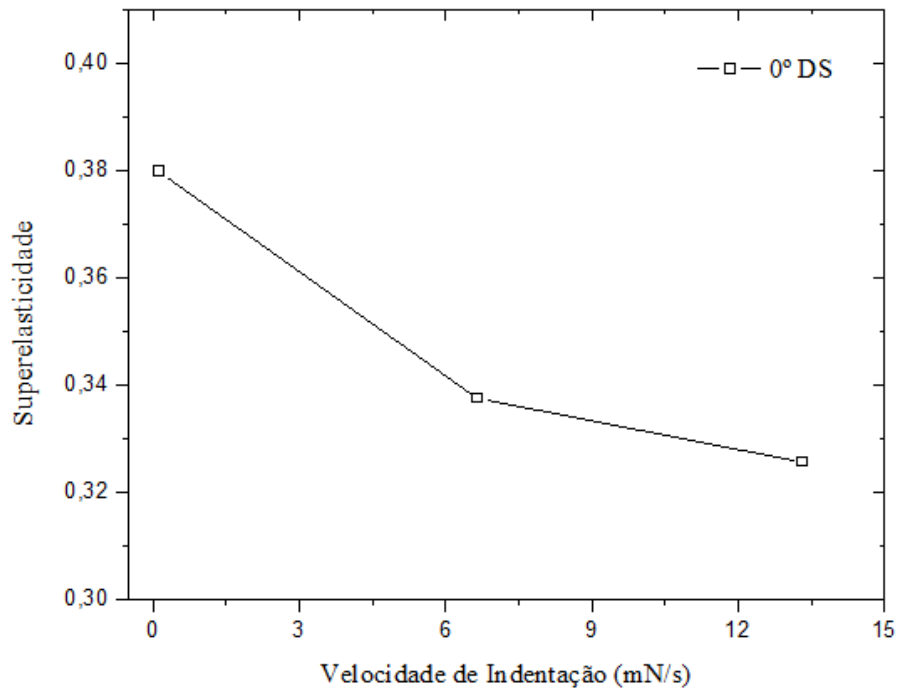
As Figuras 23 e 24, apresentadas adiante, representam a influência da velocidade de indentação na superelasticidade e na profundidade remanescente, respectivamente. Verifica-se que o aumento da velocidade de indentação provoca uma redução nos valores da superelasticidade e uma elevação nos valores de profundidade remanescente. De acordo com

Nemat-Nasser & Choi (2005) a tensão de transição e a tensão de escoamento da fase austenita aumentam com o aumento da taxa de deformação e, eventualmente, atingem um valor comum a uma taxa de deformação crítica dentro da faixa de temperatura superelástica. Ainda segundo os autores, para taxas de deformação abaixo da crítica, a martensita induzida por tensão é formada, enquanto a deformação por escorregamento induzida por discordâncias ocorre em taxas de deformação acima do nível crítico. Desta forma, o aumento da profundidade residual e a redução da superelasticidade com o aumento da taxa de indentação indicam que está prevalecendo à deformação por escorregamento induzido por discordâncias na fase austenita.



Fonte: Próprio autor.

Figura 24: Superelasticidade em função da velocidade de indentação.

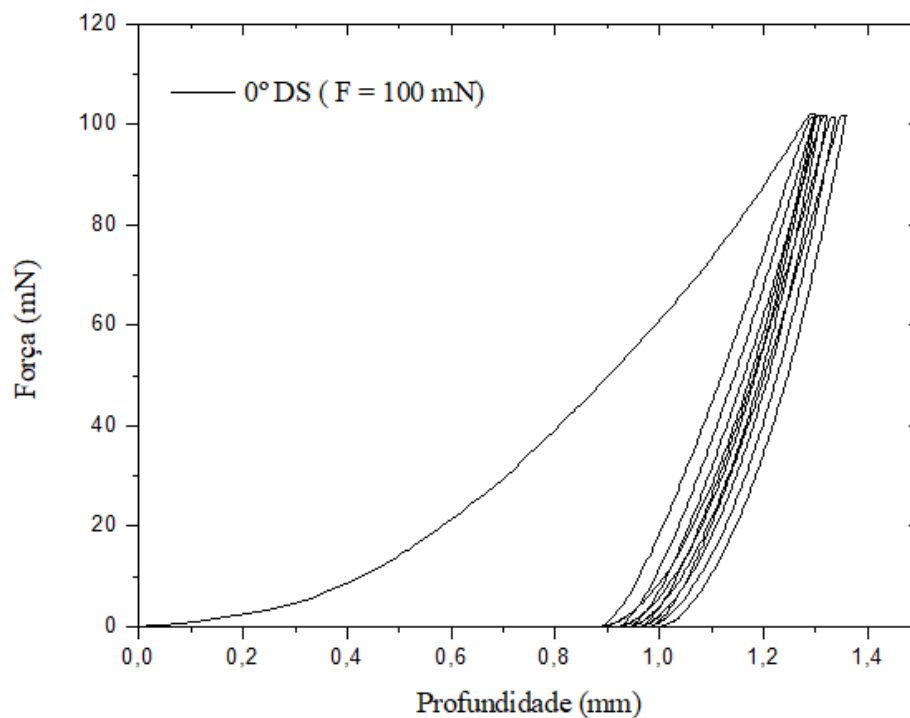


Fonte: Próprio autor.

4.4. Influência do número de ciclos na superelasticidade e na profundidade residual.

A Figura 25, evidenciada a seguir, mostra as curvas de indentação para 6 ciclos de carregamento-descarregamento. Em cada ciclo, a carga começou de zero a um máximo de 100 mN, o que foi constante para todos os ciclos. As taxas de carregamento aplicada foi de 13,32 mN/s. Verifica-se um ligeiro aumento na profundidade máxima de indentação com o aumento do número de ciclos. Além disso, foi observado que a área máxima de histerese foi maior no primeiro ciclo, enquanto o último ciclo indicou uma menor energia de dissipação.

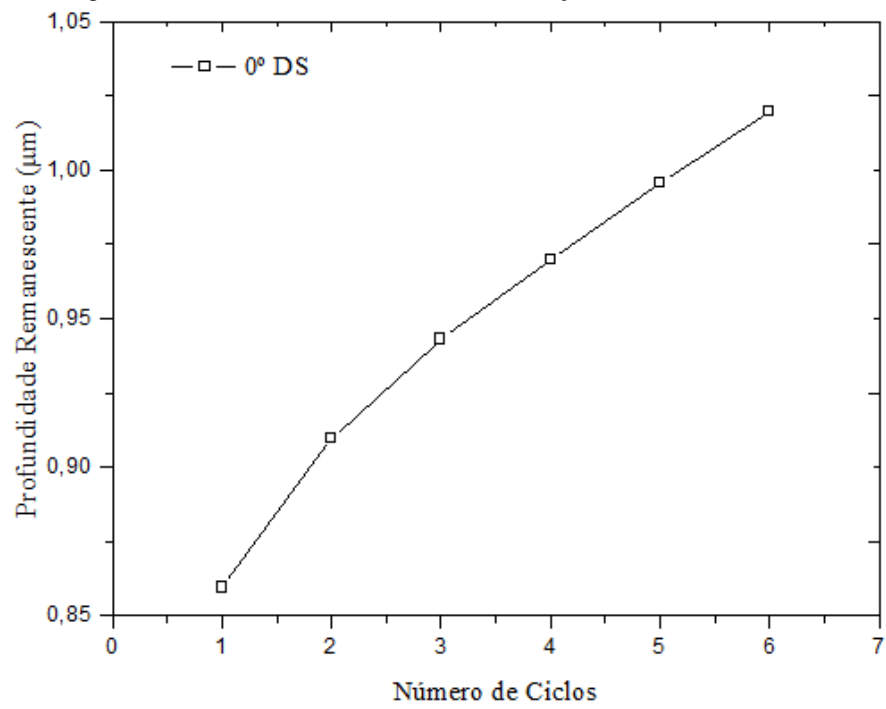
Figura 25: Curva típica carga-profundidade ensaio indentação instrumentada para 6 ciclos de carregamento e descarregamento.



Fonte: Próprio autor.

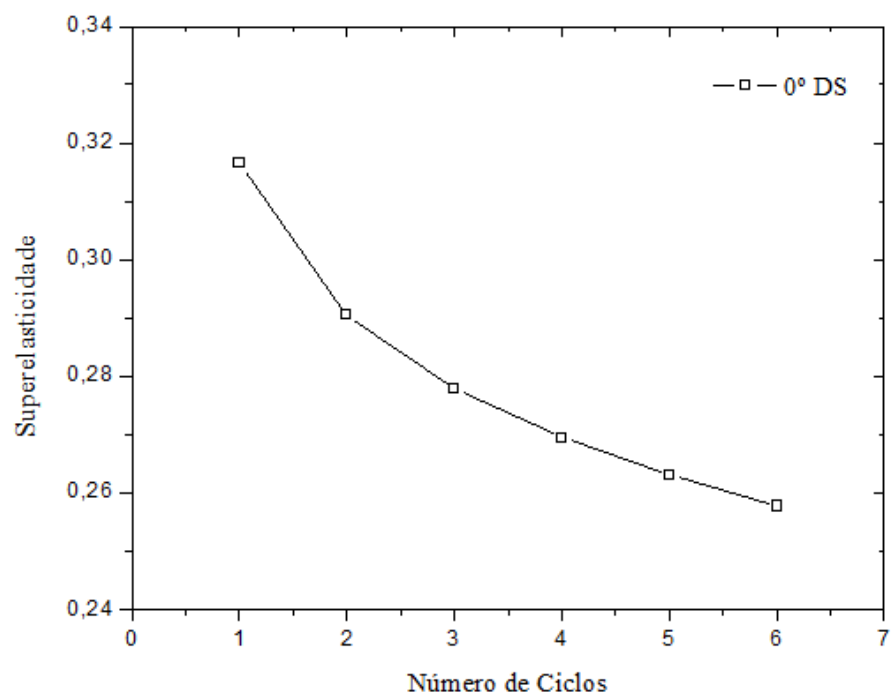
As Figuras 26 e 27, expressas seguidamente, representam a influência do número de ciclos de carregamento-descarregamento na profundidade remanescente e na superelasticidade, respectivamente. Observa-se que o aumento do número de ciclos de carregamento e descarregamento provoca uma redução nos valores da superelasticidade e uma elevação nos valores de profundidade remanescente. Amani et. al. (2013) observaram um aumento da profundidade residual com o aumento do número de ciclos tendendo a um valor limite após o 6º ciclo de carregamento-descarregamento.

Figura 26: Profundidade remanescente em função do número de ciclos.



Fonte: Próprio autor.

Figura 27: Superelasticidade em função do número de ciclos.



Fonte: Próprio autor.

CAPÍTULO V

5. CONCLUSÕES

- A liga Cu-Al-Be-Nb-Ni apresentou um comportamento anisotrópico para suas propriedades mecânicas em função da direção de solidificação.
- Verificou-se que a superelasticidade aumenta para ângulos entre a aplicação da carga e a direção de solidificação variando no intervalo 0° - 60° e diminui quando o ângulo varia entre 60° - 90°, sendo o menor valor de superelasticidade obtido para direção 90° SD.
- Já a profundidade remanescente apresentou um comportamento contrário ao apresentado pela superelasticidade.
- O comportamento do módulo de elasticidade em relação a direção de solidificação é similar ao apresentado pela superelasticidade, sendo o menor valor do módulo de elasticidade obtido pela direção 0° SD.
- A dureza DHV1 aumentou para ângulos entre a aplicação da carga e a direção de solidificação variando no intervalo 0° - 30° e diminui quando o ângulo varia entre 30° - 90°.
- A superelasticidade diminui com o aumento da velocidade de indentação e com o aumento do número de ciclos.
- A profundidade remanescente aumenta com o aumento da velocidade de indentação e com o aumento do número de ciclos.
- Verificou-se que ocorre um aumento na profundidade remanescente à medida que a carga aplicada aumenta.
- Observou-se que a superelasticidade é quase independente da magnitude da carga aplicada, ocorrendo apenas uma leve variação nos valores médios da superelasticidade em função da carga.

CAPÍTULO VI

6. REFERÊNCIAS

AGRAWAL, Ashish; DUBE, Ravindra Kumar. Methods of fabricating Cu-Al-Ni shape memory alloys. **Journal Of Alloys And Compounds**, [s.l.], v. 750, p.235-247, jun. 2018. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.03.390>.

ALBUQUERQUE, Victor Hugo C.; MELO, Tadeu Antonio de A.; OLIVEIRA, Dannel Ferreirade de; GOMES, Rodinei Medeiros; TAVARES, João Manuel R.S.. Evaluation of grain refiners influence on the mechanical properties in a CuAlBe shape memory alloy by ultrasonic and mechanical tensile testing. **Materials & Design**, [s.l.], v. 31, n. 7, p.3275-3281, ago. 2010. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2010.02.010>.

ALONSO, Neusa. **Fundição de Ligas de Alumínio**. 2 ed. ABM. São Paulo, 1993.

AMINI, Abbas; CHENG, C.; KAN, Qianhua; NAEBE; Minoo. Phase Transformation Evolution in NiTi Shape Memory Alloy under Cyclic Nanoindentation Loadings at Dissimilar Rates. **Scientific Reports**, [s.l.], v. 3, n. 1, dez. 2013. Springer Nature. <http://dx.doi.org/10.1038/srep03412>.

ANTUNES, Jorge Manuel Afonso. **A indentação de materiais maciços e filmes finos: modelação e análise inversa**. 2006. 187 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Mecânica, Faculdade de Ciências e Tecnologia, Universidade de Coimbra, Coimbra, 2006.

BARRET, Charles S.; MASSALSKI, T.B.. **Structure of metals**. 3. ed., USA: McGraw-Hill, 1966, 592 p.

BESSELINK, P. A.; SACHDEVA, R. C. L.. Applications of Shape Memory Effects. **Le Journal de Physique Iv**, [s.l.], v. 05, n. 8, p.111-116, dez. 1995. EDP Sciences. <http://dx.doi.org/10.1051/jp4:1995812>.

BRADASCHIA, Clóvis. **A Escola Politécnica e o Desenvolvimento do Ensino da Técnica de Fundição em São Paulo**. EPUSP. 2 ed. São Paulo, 2002.

CALLISTER JUNIOR, William D.. **Ciência e Engenharia dos Materiais: Uma Introdução**. 5. ed. Rio de Janeiro: Ltc, 2002. 589 p.

CALLISTER JUNIOR, William D.; RETHWISCH, David G. **Ciência e engenharia dos materiais: uma introdução**. 8. ed. Rio de Janeiro: Ltc, 2012. 817 p.

CANTÉ, Manuel Venceslau. **Solidificação Transitória, Microestrutura e Propriedades de Ligas Al-Ni**. 2009. 204 f. Tese (Doutorado) - Curso de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Estadual de Campinas - Unicamp, Campinas, 2009.

CHIAVERINI, Vicente. Tecnologia mecânica: **Estrutura e Propriedades das Ligas Metálicas**. 2. ed. São Paulo: Mcgraw-Hill LTDA, 1986. 1 v.

CHIAVERINI, Vicente. Tecnologia mecânica: **Processos de Fabricação e Tratamento**. 2. ed. São Paulo: Mcgraw-Hill LTDA, 1986. 2 v.

COHEN, M., WAYMAN, C.M. Fundamentals of martensitic reactions. In: **Metal-lurgical treatises**. Warrendale, Matallurgical Society AIME, 1981. p. 445-468.

DAHLEM-KLEIN, E.; WEILAND, Hasso; FISZER, A.; BUNGE, Hans Joachim. Orientation distribution of grain size classes in a grain growth texture. **Scripta Metallurgica**, [s.l.], v. 22, n. 3, p.317-322, jan. 1988. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s0036-9748\(88\)80197-2](http://dx.doi.org/10.1016/s0036-9748(88)80197-2).

DANA, J.; HURLBUT JR., C. S. **Manual de Mineralogia**. Vol. 1. Rio de Janeiro: Ao Livro Técnico, 1969.

DIETER, George. E. **Metalurgia Mecânica**. 2. ed., Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981. 319 p.

DOERNER, M. F.; NIX, W. D.. A method for interpreting the data from depth-sensing indentation instruments. **Journal Of Materials Research**, [s.l.], v. 1, n. 04, p.601-609, ago. 1986. Cambridge University Press (CUP). <http://dx.doi.org/10.1557/jmr.1986.0601>.

DUTRA, Júlio Cérsar. **Textura e relações de orientação: deformação plástica, recristalização, crescimento de grão**. 1. ed., São Paulo: EPUSP, 2001, 21 p.

ERGEN, Semra; UZUN, Orhan; YILMAZ, Fikret; KILIÇASLAN, M. Fatih. Shape memory properties and microstructural evolution of rapidly solidified CuAlBe alloys. **Materials Characterization**, [s.l.], v. 80, p.92-97, jun. 2013. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matchar.2013.03.010>.

FARIA, Jonas Dias. **Correlações entre Variáveis Térmicas, Microestrutura e Propriedades Mecânicas das Ligas Al-4%Cu e Al-4%Cu-4%Ag Solidificadas em Regime Transitório**. 2015. 169 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Pós-graduação em Engenharia Mecânica,

Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas - Unicamp, Campinas, 2015.

FERNANDES, Francisco Manuel Braz. **Ligas com memória de forma**. Departamento de Ciências dos Materiais / CENIMAT, Universidade Nova de Lisboa Faculdade de Ciências e Tecnologias Lisboa, 2006.

FU, Huadong; XU, Sheng; ZHAO, Huimin; DONG, Hongbiao; XIE, Jianxin. Cyclic stress-strain response of directionally solidified polycrystalline Cu-Al-Ni shape memory alloys. **Journal Of Alloys And Compounds**, [s.l.], v. 714, p.154-159, ago. 2017. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.04.234>.

GONZALEZ, Cezar Henrique. **Etude des Comportements Electro-Thermomécaniques et de la stabilisation martensitique d'alliages Monocristallins à mémoire de Forme Base Cuivre**. Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, Lyon/França, 2002.

GOULART, Pedro Roberto. **Caracterização da Microestrutura de Solidificação de Ligas Al-Fe e Correlação com Propriedades Mecânicas**. 2010. 178 f. Tese (Doutorado) - Curso de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Estadual de Campinas - Unicamp, Campinas, 2010.

GUBICZA, Jenő; JUHÁSZ, A.; TASNÁDI, Peter; ARATÓ, P.; VÖRÖS, G.. Determination of the hardness and elastic modulus from continuous Vickers indentation testing, **Journal of Materials Science**, [s.l.], v.31, n. 12, p. 3109 - 3114, jan. 1996.

HUANG, Y. J.; LIU, J.; HU, Q.D.; KARAMAN, I.; LI, J. G.. Applications of the directional solidification in magnetic shape memory alloys. **Iop Conference Series: Materials Science and Engineering**, [s.l.], v. 117, p.12-29, mar. 2016. IOP Publishing. <http://dx.doi.org/10.1088/1757-899x/117/1/012029>.

JUAN, José San; NÓ, María Luiza; SCHUH, Christopher A.. Superelastic cycling of Cu–Al–Ni shape memory alloy micropillars. **Acta Materialia**, [s.l.], v. 60, n. 10, p.4093-4106, jun. 2012. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2012.04.021>.

KOSTOV, Ana I.; ŠIVKOVIĆ, Živan D.. Thermodilatometry investigation of the martensitic transformation in copper-based shape memory alloys. **Thermochimica Acta**, [s.l.], v. 291, n. 1-2, p.51-57, abr. 1997. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s0040-6031\(96\)03104-8](http://dx.doi.org/10.1016/s0040-6031(96)03104-8).

LI, Xiaodong; BHUSHAN, Bharat. A review of nanoindentation continuous stiffness measurement technique and its applications. **Materials Characterization**, [s.l.], v. 48, n. 1, p.11-36, fev. 2002. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s1044-5803\(02\)00192-4](http://dx.doi.org/10.1016/s1044-5803(02)00192-4).

LIU, Ji-li; CHEN, Zhi Hong; HUANG, Hai-you; XIE, Jian-xin. Microstructure and superelasticity control by rolling and heat treatment in columnar-grained Cu-Al-Mn shape memory alloy. **Materials Science And Engineering: A**, [s.l.], v. 696, p.315-322, jun. 2017. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2017.04.085>.

LIU, Ji-li; HUANG, Hai-you; XIE, Jian-xin. Superelastic anisotropy characteristics of columnar-grained Cu–Al–Mn shape memory alloys and its potential applications. **Materials & Design**, [s.l.], v. 85, p.211-220, nov. 2015. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2015.06.114>.

LIU, Ji-li; HUANG, Hai-you; XIE, Jian-xin. The roles of grain orientation and grain boundary characteristics in the enhanced superelasticity of Cu_{71.8}Al_{17.8}Mn_{10.4} shape memory alloys. **Materials & Design**, [s.l.], v. 64, p.427-433, dez. 2014. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2014.07.070>.

LOUBET, Jean Luc, GEORGES, Jean M., MARSCHEINI, Olivier., MEILLE, Gerard. Vickers Indentation Curves of Magnesium Oxide (MgO). **Journal Of Tribology**, [s.l.], v. 106, n. 1, p.43-48, 1984. ASME International. <http://dx.doi.org/10.1115/1.3260865>.

LOUBET, Jean Luc; GEORGES, Jean M.; MEILLE, Gerard. Vickers Indentation Curves of Elastoplastic Materials. **Microindentation Techniques In Materials Science And Engineering**, [s.l.], p.72-89, 1986. ASTM International. <http://dx.doi.org/10.1520/stp32952s>.

MALETTA, Carmine; FURGIUELE, F. M.; SGAMBITTERRA, Emanuele; Callisti, M.; MELLOR, Brian G.; WOOD, Robert. Indentation response of a NiTi shape memory alloy: modeling and experiments. **Frattura Ed Integrità Strutturale**, [s.l.], v. 6, n. 21, p.5-12, 29 jun. 2012. Gruppo Italiano Frattura. <http://dx.doi.org/10.3221/igf-esis.21.01>.

MELLOR, Brian G.; GUILMANY, José Maria; FERNANDEZ, Javier; AMENGUAL, A.; LOVEY, F. C.; TORRA, V. Stabilised Stress Induced Martensite – Its Use in Two way Shape Memory Training Process, **Scripta Metallurgica e Materialia**, [s.l.], v. 24, p. 221-224, 1990.

MICHLER, Markus; DOMMANN, Alex. Nanohardness Measurements for Industrial Applications, **Zeitschrift für Metallkunde**, [s.l.], v. 92, n. 9, p. 1035-1039, set. 2001.

MILLER, David; LAGOUDAS, Dimitris C. Thermomechanical characterization of NiTiCu and NiTi SMA actuators: influence of plastic strains. **Smart Materials And Structures**, [s.l.], v. 9, n. 5, p.640-652, 28 set. 2000. IOP Publishing. <http://dx.doi.org/10.1088/0964-1726/9/5/308>.

MONTECINOS, S.; SIMISON, S. N.. Influence of the microstructure on the corrosion behaviour of a shape memory Cu–Al–Be alloy in a marine environment. **Applied Surface Science**, [s.l.], v. 257, n. 7, p.2737-2744, jan. 2011. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.apsusc.2010.10.054>.

MONTECINOS, Susana.; CUNIBERTI, Adela.; SIMISON, Silva.. Instrumented indentation of transforming and no-transforming phases in Cu–Al–Be shape-memory alloys. **Intermetallics**, [s.l.], v. 28, p.58-64, set. 2012. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.intermet.2012.03.057>.

NANO INDENTERII. **Operational Instructons**, Versão 2.0, 1994.

NAVARRO, Rômulo Feitosa. A Evolução dos Materiais. Parte1: da Pré-história ao Início da Era Moderna. **Revista Eletrônica de Materiais e Processos**, [s.i.], v. 1, n. 1, p.1-11, nov. 2006. Quadrimestral. ISSN 1809-8797. Disponível em: <<https://aplicweb.feevale.br/site/files/documentos/pdf/32246.pdf>>. Acesso em: 12 jan. 2019.Citação com autor incluído no texto: Navarro (2006).

NEMAT-NASSER, Sia; CHOI, Jeom Yong. Strain rate dependence of deformation mechanisms in a Ni–Ti–Cr shape-memory alloy. **Acta Materialia**, [s.l.], v. 53, n. 2, p.449-454, jan. 2005. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2004.10.001>.

NI, Wangyang; CHENG, Yang-tse; GRUMMON, David S. Microscopic shape memory and superelastic effects under complex loading conditions. **Surface And Coatings Technology**, [s.l.], v. 177-178, p.512-517, jan. 2004. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s0257-8972\(03\)00920-4](http://dx.doi.org/10.1016/s0257-8972(03)00920-4).

OLIVEIRA, Dannel Ferreira; LIMA, Severino Jackson Guedes de; BRITO, Ieverton Caiandre Andrade; GOMES, Rodinei Medeiros; MELO, Tadeu Antônio de Avezedo. Mechanical Strength Evaluation of a CuAlBe Shape Memory Alloy under Different Thermal Conditions. **Materials Science Forum**, [s.l.], v. 643, p.105-111, mar. 2010. Trans Tech Publications. <http://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.643.105>.

OLIVER, Warren C.; PHARR, George M.. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. **Journal Of Materials Research**, [s.l.], v. 7, n. 06, p.1564-1583, jun. 1992. Cambridge University Press (CUP). <http://dx.doi.org/10.1557/jmr.1992.1564>.

OLIVER, Warren C.; PHARR, George M.. Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology. **Journal Of Materials Research**, [s.l.], v. 19, n. 01, p.3-20, jan. 2004. Cambridge University Press (CUP). <http://dx.doi.org/10.1557/jmr.2004.19.1.3>.

OSÓRIO, Wislei Riuper et al. Mechanical properties as a function of thermal parameters and microstructure of Zn–Al castings. **Journal Of Materials Processing Technology**, [s.l.], v. 143-144, p.703-709, dez. 2003. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s0924-0136\(03\)00355-8](http://dx.doi.org/10.1016/s0924-0136(03)00355-8).

OTSUKA, K; WAYMAN, C. M. **Shape Memory Materials**. Ed. Cambridge University Press, 1998.

OTSUKA, Kazuhiro; REN, Xiaobing. Recent developments in the research of shape memory alloys. **Intermetallics**, [s.l.], v. 7, n. 5, p.511-528, maio 1999. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s0966-9795\(98\)00070-3](http://dx.doi.org/10.1016/s0966-9795(98)00070-3).

PAIVA, Alberto. **Modelagem do Comportamento Termomecânico das Ligas com Memória de Forma**. 2004. 113 f. Tese (Doutorado) - Curso de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Departamento de Eng^a Mecânica – Puc-rio, Pontífica Universidade Católica do Rio de Janeiro Puc-rj, Rio de Janeiro, 2004.

PATOOR, Etienne; LAGOUDAS, Dimitris. C.; ENTCHEV, Pavlin. B.; BRINSON, L. Catherine; GAO, Xiuje. Shape memory alloys, Part I: General properties and modeling of single crystals. **Mechanics Of Materials**, [s.l.], v. 38, n. 5-6, p.391-429, maio 2006. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.mechmat.2005.05.027>.

PFETZING-MICKLICH, Janine; SCHAEFER, Andreas; SOMSEN, Christoph; WAGNER, Martin F.-X.. Nanoindentation of pseudoelastic NiTi shape memory alloys: Thermomechanical and microstructural aspects. **International Journal Of Materials Research**, [s.l.], v. 100, n. 7, p.936-942, jul. 2009. Carl Hanser Verlag. <http://dx.doi.org/10.3139/146.110136>.

PFETZING-MICKLICH, Janine; WAGNER, Martin F.-X.; ZARNETTA, Robert; FRENZEL, Jan. Nanoindentation of a Pseudoelastic NiTiFe Shape Memory Alloy. **Advanced Engineering Materials**, [s.l.], v. 12, n. 1-2, p.13-19, fev. 2010. Wiley. <http://dx.doi.org/10.1002/adem.200900266>.

PHARR, George M.; OLIVER, Warren C.. Measurement of Thin Film Mechanical Properties Using Nanoindentation. **Mrs Bulletin**, [s.l.], v. 17, n. 07, p.28-33, jul. 1992a. Cambridge University Press (CUP). <http://dx.doi.org/10.1557/s0883769400041634>.

PHARR, George M.; OLIVER, Warren C.; BROTZEN, F.r.. On the generality of the relationship among contact stiffness, contact area, and elastic modulus during indentation. **Journal Of Materials Research**, [s.l.], v. 7, n. 03, p.613-617, mar. 1992b. Cambridge University Press (CUP). <http://dx.doi.org/10.1557/jmr.1992.0613>.

RECARTE, V et al. Dependence of the martensitic transformation characteristics on concentration in Cu–Al–Ni shape memory alloys. **Materials Science And Engineering: A**, [s.l.], v. 273-275, p.380-384, dez. 1999. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s0921-5093\(99\)00302-0](http://dx.doi.org/10.1016/s0921-5093(99)00302-0).

REED-HILL, Robert E.. **Princípios de metalurgia física**. 2.ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1982, 776 p.

ROCHA, Otávio Lima; SIQUEIRA, Cláudio Alves; GARCIA, Amauri. Cellular/dendritic transition during unsteady-state unidirectional solidification of Sn–Pb alloys. **Materials Science And Engineering: A**, [s.l.], v. 347, n. 1-2, p.59-69, abr. 2003. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s0921-5093\(02\)00581-6](http://dx.doi.org/10.1016/s0921-5093(02)00581-6).

S, Sathish; MALLIK, Uthamballi Shivanna; RAJU, T. N.. Microstructure and Shape Memory Effect of Cu-Zn-Ni Shape Memory Alloys. **Journal Of Minerals And Materials Characterization And Engineering**, [s.l.], v. 02, n. 02, p.71-77, 2014. Scientific Research Publishing, Inc., <http://dx.doi.org/10.4236/jmmce.2014.22011>.

SCHWARTZ, Adam J.. The potential engineering of grain boundaries through thermomechanical processing. **Jom**, [s.l.], v. 50, n. 2, p.50-55, fev. 1998. Springer Nature. <http://dx.doi.org/10.1007/s11837-998-0250-5>.

SILVA JÚNIOR, M. Q. **Estudo da liga Cu-11,8Al-XBe-0,3Ti (X = 0,5; 0,6; 0,7) processadas termomecanicamente**. 2010, 98p. Tese (Doutorado em Metalurgia Física – Materiais) Universidade Federal da Paraíba UFPB/ Pb, João Pessoa.

SIQUEIRA FILHO, Cláudio Alves de. **Influência e Parâmetros Térmicos de Solidificação na Transição Colunar/Equiaxial**. 2002. 175 f. Tese (Doutorado) - Curso de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Estadual de Campinas - Unicamp, Campinas, 2002.

SNEDDON, Ian N.. The relation between load and penetration in the axisymmetric boussinesq problem for a punch of arbitrary profile. **International Journal Of Engineering Science**, [s.l.], v. 3, n. 1, p.47-57, maio 1965. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/0020-7225\(65\)90019-4](http://dx.doi.org/10.1016/0020-7225(65)90019-4).
SOUZA, Sergio Augusto de. **Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos: Fundamentos teóricos e práticos**. 5. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 1982. 268 p.

SPINELLI, José E.; GARCIA, Amauri. Analysis of current dendritic growth models during downward transient directional solidification of Sn–Pb alloys. **Materials Letters**, [s.l.], v. 59, n. 13, p.1691-1695, jun. 2005. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matlet.2005.01.057>.
STONE, Donald S., LAFONTAINE, William R., ALEXOPOULOS, Pantelis, WU, T.W., LI, Che Yu.. An investigation of hardness and adhesion of sputter-deposited aluminum on silicon by utilizing a continuous indentation test. **Journal Of Materials Research**, [s.l.], v. 3, n. 01,

p.141-147, fev. 1988. Cambridge University Press (CUP).
<http://dx.doi.org/10.1557/jmr.1988.0141>.

SURESH, N.; RAMAMURTY, Upradrasta. Effect of aging on mechanical behavior of single crystal Cu–Al–Ni shape memory alloys. **Materials Science And Engineering: A**, [s.l.], v. 454-455, p.492-499, abr. 2007. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2006.11.069>.

UELAND, Stian M.; SCHUH, Christopher A.. Grain boundary and triple junction constraints during martensitic transformation in shape memory alloys. **Journal Of Applied Physics**, [s.l.], v. 114, n. 5, p.53-53, 7 ago. 2013. AIP Publishing. <http://dx.doi.org/10.1063/1.4817170>.

WEAVER, M.L.; STEVENSON, M.E.. Introduction to the Mechanical Behavior of Nonmetallic Materials. **Mechanical Testing And Evaluation**, [s.l.], p.13-25, 2000. ASM International. <http://dx.doi.org/10.31399/asm.hb.v08.a0003255>.

WOOD, A. Jamie Muir; CLYNE, Trevor William. Measurement and modelling of the nanoindentation response of shape memory alloys. **Acta Materialia**, [s.l.], v. 54, n. 20, p.5607-5615, dez. 2006. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2006.08.013>.

WU M. H.; SCHETKY L.M.. Industrial applications for shape memory alloys. In: Proceedings of the international conference on shape memory and superelastic technologies, **Pacific Grove**, California; 2000. p. 171–82.

Y. Tanaka, Y. Himuro, R. Kainuma, Y. Sutou, T. Omori, K. Ishida, Ferrous polycrystalline shape-memory alloy showing huge superelasticity, *Science* 327 (2010) 1488–1490 (80-.)
<https://doi.org/10.1126/science.1183169>.

YAO, Pei-sheng; HUANG, Hai-You; SU, Yan-Jing; XIE, Jian-Xin. Two-Way Shape Memory Effect Induced by Tensile Deformation in Columnar-Grained Cu_{71.7}Al_{18.1}Mn_{10.2} Alloy. **Materials** (Basel, Switzerland), [s.l.], v. 11, n. 11, p.2109, 26 out. 2018. MDPI AG. <http://dx.doi.org/10.3390/ma11112109>.

YUAN, Bin; ZHENG, Peiqi; GAO, Yan; ZHU, Min; DUNAND, David C.. Effect of directional solidification and porosity upon the superelasticity of Cu–Al–Ni shape-memory alloys. **Materials & Design**, [s.l.], v. 80, p.28-35, set. 2015. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2015.05.001>.

ZAK, G.; KNEISSL, Albert C.; ZATULSKI, Grigory. Shape memory effect in cryogenic Cu–Al–Mn alloys. **Scripta Materialia**, [s.l.], v. 34, n. 3, p.363-367, fev. 1996. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s0956-716x\(95\)00531-y](http://dx.doi.org/10.1016/s0956-716x(95)00531-y).

ZHANG, Jianxin; LIU, Yuxian.X.; CAI, Wei; ZHAO, Liangcheng. The mechanisms of two way-shape memory effect in a Cu-Zn-Al alloy. **Materials Letters**, [s.l.], v. 33, n. 3-4, p.211-214, dez. 1997. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s0167-577x\(97\)00103-1](http://dx.doi.org/10.1016/s0167-577x(97)00103-1).